

**Entwicklung einer
warmrissbeständigen AlCu-Gusslegierung
für den Einsatz in thermisch belasteten Bauteilen
unter Anwendung von DoE**

Dissertation

zur Erlangung des Doktorgrades
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von

Franziska Kröger

aus Engen

genehmigt von der

Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften
der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung:

16.07.2020

Dekan:

Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Spitzer

Vorsitzender der Promotionskommission:

Prof. Dr.-Ing. Heinz Palkowski

Betreuerin:

Prof. Dr.-Ing. Babette Tonn

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. Martin Fehlbier

Danksagung

Mein Dank gilt an dieser Stelle in erster Linie meiner Betreuerin Frau Prof. Babette Tonn, die als Vorgesetzte der Abteilung Gießereitechnik einerseits während des Studiums mein Interesse für die Gießereitechnik geweckt und andererseits mir die Möglichkeit zur Erstellung dieser Promotion geboten hat. Mit konstruktiven Diskussionen, Anregungen, zahlreichen Korrekturen und der Möglichkeit, mich weiterzubilden und mit anderen Forschern weltweit auszutauschen, hat Prof. Tonn meine Promotion jederzeit unterstützt, im rechten Maß gefordert und vielseitig gefördert. Herrn Prof. Martin Fehlbier danke ich herzlichst für die Begutachtung dieser Arbeit als Zweitgutachter.

Meinen Kollegen am Institut für Metallurgie danke ich für die Unterstützung bei Versuchen, unzähligen Probenherstellungen und –prüfungen sowie den zahlreichen Ratschlägen während meiner gesamten Promotionsphase. Herr Fischer und Frau Lenk aus der Metallographie haben mit ihrem Wissen und ihren Fähigkeiten wesentlich zu meinem Verständnis für die mikroskopische Aluminiumwelt beigetragen. Herr Dittelbach und seine Werkstattmitarbeiter sowie die Werkstoffprüfer Frau Bruns und Herr Reinert haben maßgeblich dazu beigetragen, die außerordentliche Probenmenge zeitgerecht zu bearbeiten und dass ich viele Herausforderungen im Labor mit ihrer Unterstützung lösen konnte. Herzlichen Dank auch an unsere fleißigen Sekretärinnen für die jahrelange Unterstützung und die äußerst gut organisierte Zuarbeit. Außerdem gilt besonderer Dank denjenigen, die sich der Korrektur dieser Arbeit angenommen haben. Herzlichen Dank an die Kollegen der Abteilung für die angeregten fachlichen und überfachlichen Diskussionen und gemeinsamen Aktivitäten während meiner gesamten Promotionsphase – die ein oder andere Veranstaltung (Exkursionen, GIFAs, Metallurgie Kolloquien, Giessereitage, Vorträge...) wäre ohne euch nur halb so ideenreich, gut organisiert oder auch vergnügt gewesen.

Großer Dank geht an meine Mutter und ihren Mann sowie meinen Bruder Ben, die mich während meines gesamten Studiums in meinen Entscheidungen unterstützt und mir stets mit Rat und Tat zur Seite gestanden haben. Für das Verständnis, die Geduld und die vielseitige Unterstützung, insbesondere in den letzten Zügen dieser Arbeit, danke ich von Herzen meinem Partner Christian.

Widmen möchte ich diese Arbeit Franz Vossen, meinem Mentor und Vorbild, der maßgeblich zu meinem Werdegang beigetragen hat.

Verzichtserklärung

Alle genannten Marken- und Warenzeichen, auch durch Rechte Dritter geschützte Eigentümer, unterliegen dem jeweiligen Kennzeichenrecht und sind in Besitz der im Fließtext jeweils bei Erstnennung angeführten Unternehmen. Die Autorin dieser Publikation beabsichtigt in keiner Weise, durch Nennung der geschützten Namen sich deren Rechte oder Besitzverhältnisse in irgendeiner Form zu bemächtigen oder diese zu verändern. Auch ohne die zur Verbesserung der Lesbarkeit nach erster Nennung unterlassenen Kennzeichnung mit Marken- und Warenzeichen oder die Abwandlung des Produktnamens für produktbezogene Begriffe bleiben die Besitz- und Rechtsverhältnisse der Produkte unangetastet.

Inhalt

| | | |
|-------|--|----|
| 1 | Einführung und Motivation | 1 |
| 2 | Charakterisierung von AlCu-Gusslegierungen..... | 5 |
| 2.1 | Vorteile und Anwendungsgebiete | 5 |
| 2.2 | Eigenschaften..... | 7 |
| 3 | Theoretische Grundlagen für eine Legierungsentwicklung..... | 9 |
| 3.1 | Allgemeines zu Aluminium und Aluminiumlegierungen..... | 9 |
| 3.2 | Gussgefüge von Aluminiumkupfergusslegierungen | 10 |
| 3.2.1 | Erstarrungsvorgänge und Einfluss der Kornfeinung | 10 |
| 3.2.2 | Keimbildung und Kristallwachstum | 12 |
| 3.2.3 | Kornfeinungsmechanismen bei Aluminiumgusslegierungen | 14 |
| 3.2.4 | Festigkeitsmechanismen..... | 18 |
| 3.2.5 | Gießbarkeit..... | 22 |
| 3.2.6 | Einfluss von Legierungselementen..... | 26 |
| 3.2.7 | Thermophysikalische Eigenschaften..... | 29 |
| 3.3 | Statistische Versuchsplanung..... | 31 |
| 3.3.1 | Grundlagen für eine Versuchsaufstellung..... | 32 |
| 3.3.2 | Auswertung eines statistischen Versuchsplans..... | 35 |
| 4 | Praktische Untersuchungen für eine Legierungsentwicklung | 39 |
| 4.1 | Angewandte Untersuchungsmethoden..... | 39 |
| 4.1.1 | Gießversuche | 39 |
| 4.1.2 | Prüfung mechanischer Eigenschaften..... | 43 |
| 4.1.3 | Metallografische Untersuchungen | 44 |
| 4.1.4 | Thermische Analyse | 46 |
| 4.1.5 | Thermodynamische Berechnungen..... | 46 |
| 4.1.6 | Thermophysikalische Eigenschaften..... | 47 |
| 4.1.7 | Kriterien für die Vorhersage der Warmrissneigung und der Korngröße | 48 |
| 4.2 | Aufstellung von Referenzwerten durch Untersuchung bekannter Aluminiumkupfergusslegierungen | 50 |

| | | |
|-------|--|-----|
| 4.2.1 | Auswahl der Legierungen und ihrer Varianten | 50 |
| 4.2.2 | Übersicht über Untersuchungen | 51 |
| 4.2.3 | Untersuchung des Einflusses von Titan auf die Kornfeinung | 51 |
| 4.3 | Untersuchung verkürzter Wärmebehandlungszeiten | 52 |
| 4.4 | Anwendung der statistischen Versuchsplanung zur Entwicklung einer AlCu-Gusslegierung | 54 |
| 4.4.1 | Formulierung der Zielsetzung | 54 |
| 4.4.2 | Festlegung der Randbedingungen | 55 |
| 4.4.3 | Aufstellung des Versuchsplans | 61 |
| 4.4.4 | Praktische Versuche | 63 |
| 4.4.5 | Parametrisierung und Anpassung des Modells | 63 |
| 5 | Ergebnisse | 69 |
| 5.1 | Referenzwerte bekannter Aluminiumkupfergusslegierungen | 69 |
| 5.1.1 | Mechanische Eigenschaften | 69 |
| 5.1.2 | Gießtechnologische Eigenschaften | 74 |
| 5.1.3 | Mikrostruktur | 77 |
| 5.1.4 | Thermophysikalische Eigenschaften | 80 |
| 5.1.5 | Einfluss verkürzter Wärmebehandlungszeiten auf die mechanischen Eigenschaften | 83 |
| 5.2 | Einfluss von Titan auf Korngröße, Warmrissneigung und Temperaturleitfähigkeit | 85 |
| 5.3 | Vorhersagekriterien für Korngröße und Warmrissneigung von AlCu-Gusslegierungen | 88 |
| 5.3.1 | Vorhersage der Korngröße | 88 |
| 5.3.2 | Vorhersage der Warmrissneigung | 89 |
| 5.4 | Ergebnisse aus dem statistischen Versuchsplan | 93 |
| 5.4.1 | Untersuchung der Warmrissneigung der DoE-Legierungen | 94 |
| 5.4.2 | Untersuchung der mechanischen Eigenschaften der DoE-Legierungen | 103 |
| 5.4.3 | Auswertung metallografischer Kennwerte der DoE-Legierungen | 112 |
| 5.4.4 | Zusammenfassung | 116 |
| 5.5 | Untersuchung eines Optimums | 116 |

| | | |
|-------|--|-----|
| 5.6 | Untersuchung der thermophysikalischen Eigenschaften an zwei DoE-Legierungen..... | 120 |
| 6 | Diskussion | 125 |
| 6.1 | Anwendung der statistischen Versuchsplanung für eine Legierungsentwicklung | 125 |
| 6.1.1 | Bewertung der Zielerreichung bei diametralen Anforderungen..... | 125 |
| 6.1.2 | Bewertung der Anwendung eines interaktionsbasierten Modells | 125 |
| 6.1.3 | Bewertung der Anwendung einer Hilfsvariable für die Wärmeleitfähigkeit | 126 |
| 6.2 | Vorhersagekriterien für Warmrissneigung und Korngröße bei AlCu-Gusslegierungen | 126 |
| 6.3 | Weiterführende Arbeiten | 126 |
| 7 | Zusammenfassung | 129 |
| | Literaturverzeichnis | 131 |
| | Abbildungsverzeichnis | 143 |
| | Tabellenverzeichnis..... | 149 |
| | Anhang | 151 |

1 Einführung und Motivation

Im Automobilbau ebenso wie im allgemeinen Maschinenbau und Flugzeugbau sind die Anforderungen hoch, über Gewichtsreduktionen den Ressourcenverbrauch zu senken und Emissionen zu reduzieren. Am Beispiel des Verbrennungsmotors wird deutlich, dass die Gewichtsreduktion mit einer Steigerung der Anforderungen an die Werkstoffe einhergeht. Um den Wirkungsgrad zu erhalten, kommt bei einer Motoroptimierung eine Drehzahlerhöhung nicht infrage, sodass Drehmoment und Leistung nur über eine Steigerung des Mitteldrucks erhöht werden können [1]. Dies führt zu einer höheren thermischen und mechanischen Belastung der Motorkomponenten und macht hohe spezifische Festigkeiten und Wärmeleitfähigkeiten erforderlich. So treten beispielsweise an einem PKW-Dieselmotorkolben Temperaturen von über 400 °C und Drücke bis 200 bar auf, wie an einer Lastsimulation einer Extrembelastung in Abbildung 1 zu sehen ist.

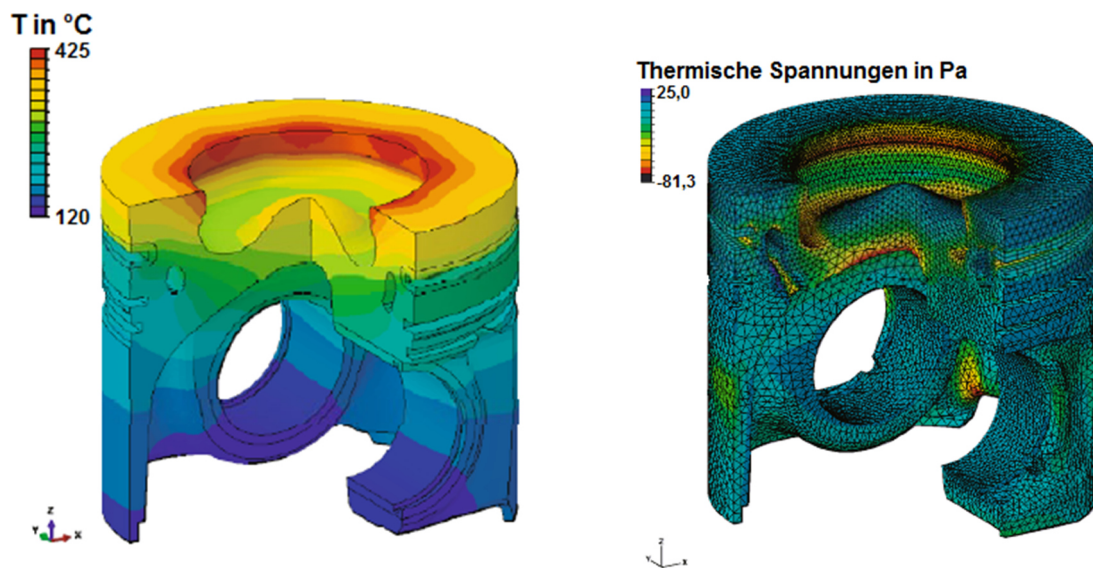


Abbildung 1 Simulation der (a) Temperaturverteilung und (b) thermischen Spannungen an einem PKW-Dieselmotorkolben [2, S. 989]

Um die thermomechanische Belastung zu reduzieren, muss möglichst viel Wärme abgeführt werden. Dies wird durch eine hohe Wärmeleitfähigkeit erreicht. Gerade aber bei Anwendungen, die gleichzeitig hohe mechanische Eigenschaften erfordern, führt kein Weg am Zulegieren festigkeitssteigernder Elemente vorbei, was jedoch mit einer Reduktion der Wärmeleitfähigkeit einhergeht, sodass zwei gegenläufige Ziele miteinander vereint werden müssen [3, S. 6].

Bei Einsatz in thermisch hoch beanspruchten Bauteilen sollten Werkstoffe somit mehrere Eigenschaften vereinen:

- hohe Wärme- und Temperaturleitfähigkeit, um große Temperaturgradienten zu vermeiden
- niedrige Wärmeausdehnung und niedriger E-Modul zur Reduktion thermischer Spannungen
- ausreichende Festigkeit, insbesondere bei erhöhter Einsatztemperatur
- je nach Anwendung ausreichende Duktilität und Kriechfestigkeit

Für die Realisierung von Gewichtsreduktionen ist Aluminium mit einer niedrigen Dichte und den erreichbaren spezifischen Festigkeiten einiger Legierungen prädestiniert. Die hohe, auf die Dichte bezogene, sogenannte spezifische Festigkeit macht Aluminiumlegierungen konkurrenzfähig zu Eisengusswerkstoffen. Insbesondere hoch- und warmfeste Aluminiumlegierungen, zu denen auch die AlCu-Legierungen zählen, kommen als Ersatzwerkstoffe infrage [4], da sie auch unter Temperaturbelastung eine mit GJS vergleichbare spezifische Festigkeit aufweisen (s. Abbildung 2). Legierungen des Aluminium-Kupfer-Systems kommen aus diesen Gründen vielfach in der Automobil- und Luftfahrtindustrie zur Anwendung [5].

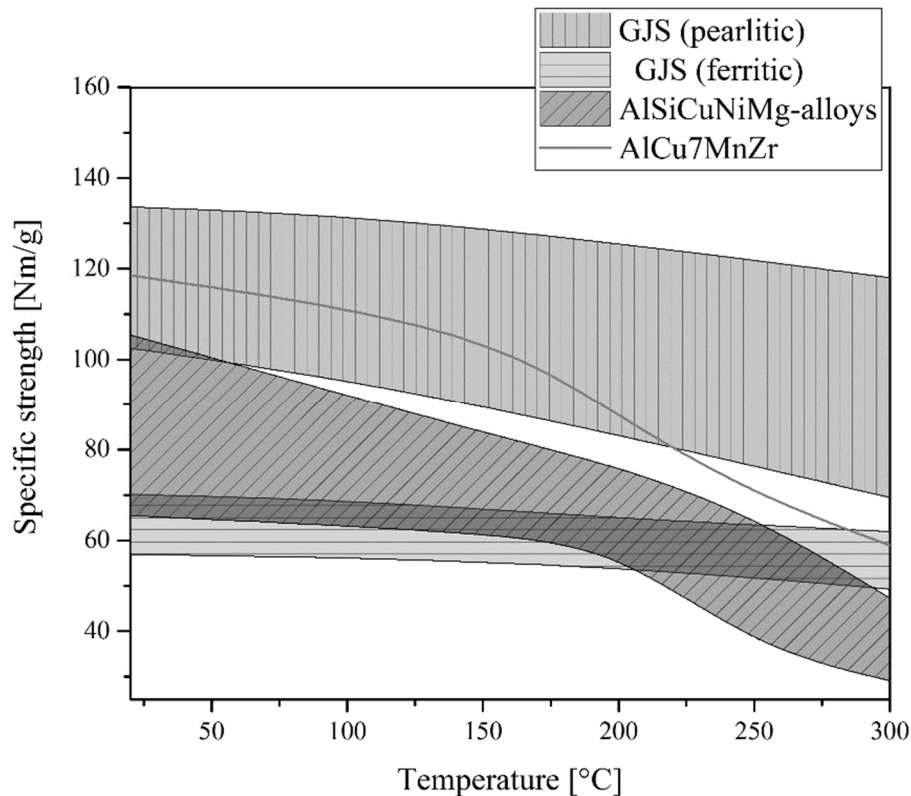


Abbildung 2 Vergleich der spezifischen Festigkeiten ausgewählter Werkstoffgruppen bis 300 °C ([6]; Daten aus [7, S. 62, 8, 9, S. 13])

Ein erfolgreiches Beispiel stellt der Ersatz einer Stahlschweißkonstruktion einer Gehäuse-Rüttelzelle einer Bohrlafette durch ein Gussteil aus einer hochfesten AlCu4Ti-Legierung dar [4]. Die Leichtmetallvariante brachte eine Vielzahl von Vorteilen mit sich, wie z.B. die Realisierbarkeit einer Herstellung als Gussteil. Das Gießen ermöglicht eine endkonturnahe Fertigung und damit reduzierte Nacharbeit, komplexere Geometrien, geringere Kerblasten und höhere Wärmeleitfähigkeiten aufgrund von wegfallenden Schweißnähten. Zudem führte die Anwendung einer Aluminiumlegierung zu werkstoffbedingt höheren Wärmeleitfähigkeiten und Gewichtseinsparungen.

Zu Beginn des 19. Jahrhunderts wurden erstmals mit Zn und Ni legierte AlCu-Legierungen entwickelt, die in erster Linie für die Anwendung in Flugzeugmotoren vorgesehen waren [10]. Eine Legierung, die eine besonders hohe Warmfestigkeit aufwies und als eine der ersten AlCu-Legierungen einer Wärmebehandlung unterzogen wurde, war eine AlCu4Ni-Legierung (Y-alloy). Die Y-alloy wurde in der 1920er Jahren, als sogenannte Rolls-Royce-Legierungen (RR50, RR53, ...) hin zu besseren Gießeigenschaften weiterentwickelt. Bis heute sind AlCu-Legierungen vielfach untersucht [11–14] und weiterentwickelt [8, 15] worden.

AlCu-Schmelzen sind jedoch nach wie vor schwierig zu legieren und zu behandeln [10] und machen aufgrund einer eingeschränkten Gießbarkeit aufwendige Gießtechnologien erforderlich [16]. AlCu-Legierungen neigen während der Erstarrung zur Bildung von Lunkern und Warmrissen [11, 17, 18, S. 180].

Die Entwicklung einer AlCu-Legierung im Rahmen dieser Arbeit hat zum Ziel, über die Einstellung der chemischen Zusammensetzung ein anforderungsgerechtes Optimum zu finden, dass folgende Eigenschaften vereint:

- (a) eine gute Gießbarkeit, um die Verarbeitbarkeit im hoch effizienten Kokillenguss sicherzustellen,
- (b) eine hohe Warmfestigkeit, um eine ausgeprägte mechanische Beanspruchung bei hohen Betriebstemperaturen zu ermöglichen sowie
- (c) eine gute Wärmeleitfähigkeit, damit betriebsbedingte Wärme zügig von der Hitzequelle weggeleitet werden kann und lokale Wärmeeinflüsse auf das Gefüge und thermomechanische Belastungen reduziert werden.

Dafür kommt die statistische Versuchsplanung zum Einsatz, um systematisch den Einfluss von Legierungselementen auf die oben beschriebenen Eigenschaften zu ermitteln und anschließend ein Werkzeug zu entwickeln, das eine Legierungsauswahl anhand eines gewünschten Eigenschaftsprofils ermöglicht.

In einem ersten Schritt wird in einer ausführlichen Literaturlauswertung das Verständnis für die Erstarrungsvorgänge, den Einfluss von Legierungselementen auf die Eigenschaften von AlCu-Legierungen sowie zur statistischen Versuchsplanung aufgebaut. In Untersuchungen an konventionellen AlCu-Legierungen werden anschließend Referenzwerte unter einheitlichen Versuchsbedingungen als Basis für die Weiterentwicklung generiert. Im Vordergrund steht dabei die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften bis 300 °C, die Warmrissneigung und die thermophysikalischen Eigenschaften. Begleitend werden thermodynamische Berechnungen durchgeführt, um u.a. den Erstarrungsablauf, entstehende Phasen und zugehörige Temperaturen zu ermitteln. Im nächsten Schritt wird ein statistischer Versuchsplan erarbeitet und in praktischen Versuchen ausgeführt. Auch hier werden die für die Entwicklung relevanten Eigenschaften einbezogen und geprüft. Aus dem statistischen Versuchsplan wird im Anschluss eine optimale chemische Zusammensetzung ermittelt und in praktischen Versuchen untersucht. Diese Versuche dienen auch der Verifizierung des dem statistischen Versuchsplan zugrundeliegenden Regressionsmodells.

2 Charakterisierung von AlCu-Gusslegierungen

2.1 Vorteile und Anwendungsgebiete

Die AlCu-Legierungen weisen unter den Aluminiumgusswerkstoffen besonders hohe Festigkeiten sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen auf [1]. Aufgrund der hohen erreichbaren Festigkeiten sind AlCu-Legierungen prädestiniert für Anwendungen im PKW-Motorenbau. Insbesondere die Komponenten, die mit dem Verbrennungsraum in direktem Kontakt stehen, wie beispielsweise Hubkolben oder der Zylinderkopf, werden zunehmend aus hochfesten Aluminiumlegierungen hergestellt. Dies liegt darin begründet, dass die Leistungsanforderungen an PKW-Motoren im vergangenen Jahrzehnt aufgrund umweltpolitischer Anstrengungen in den Vordergrund getreten sind und sowohl Hubraum als auch Zylinderzahl bei gleichbleibender Leistung verringert werden sollten [2, S. 5]. Für die Motorenentwicklung bedeutet das eine Erhöhung des Brennraummitteldrucks und damit einhergehend einen erhöhten Wärmeeintrag und höhere mechanische Belastungen durch größeren Zylinderdruck [2, S. 6-7]. Fast alle der in Tabelle 1 aufgeführten, auf dem US-amerikanischen Markt gängigen AlCu-Legierungen kommen beispielsweise in der Herstellung von Zylinderköpfen in Otto- und Dieselmotoren zum Einsatz [3, S. 708]. Auch die in Deutschland vielfach eingesetzte, ursprünglich in Großbritannien entwickelte Legierung AlCuNiCoSbZr (RR350), kommt als Zylinderkopflegierung im Hochleistungsmotorsport zum Einsatz. Darüber hinaus werden auch Strukturbauteile in LKWs und zunehmend in PKWs sowie Getriebe- und Pumpengehäuse aus AlCu-Legierungen gefertigt [4, S. 14].

Über den Fahrzeugbau hinaus finden AlCu-Legierungen aufgrund der hohen spezifischen Festigkeit häufig im Flugzeugbau Anwendung [5, S. 418-419]. So wird beispielsweise die Legierung AlCuNiCoSbZr in Flugzeugklimatisierungssystemen eingesetzt, deren Komponenten Temperaturen von bis zu 200 °C ausgesetzt sind. Darüber hinaus kommen AlCu-Legierungen in Flugzeugen auch für Kurbelgehäuse, Getriebegehäusen und Turboladerschaufeln zur Anwendung [4, S. 15].

In Deutschland werden überwiegend die Legierungen AlCu4Ti, AlCu4TiMg, AlCu4TiMgAg und AlCuNiCoSbZr eingesetzt, wobei die Legierung AlCu4Ti die vielseitigste Legierung darstellt. Die erreichbaren Dehngrenzen, die in Tabelle 2 aufgeführt sind, schwanken zwischen 145 und 220 MPa. Allerdings hängen diese vom Gießprozess- und dem Wärmebehandlungszustand ab.

Charakterisierung von AlCu-Gusslegierungen

Tabelle 1 Übersicht über Anwendungsgebiete unterschiedlicher, im US-amerikanischen Raum gängigen AlCu-Legierungen mit Angabe der mechanischen Eigenschaften (Quellen: ¹[5, S. 423] ²[6] ³[7] ⁴[8] ⁵[9] ⁶[10] ⁷[11])

| Legierungsbezeichnung | Anwendung¹ | Zugfestigkeit R_m in MPa | Dehngrenze $R_{p0,2}$ in MPa | Bruchdehnung A in % |
|---|---|--|--|----------------------------|
| 201.0 ² (AlCu4MnMgTi) | Strukturbauteile; Zylinderköpfe und Hubkolben; Getriebe, Pumpen und Gehäuse für Luft- und Raumfahrt | 480 (T7) | 420 (T7) | 4,7 (T7) |
| 208.0 ^{3, 4} (AlCu4SiMn-TiZn(NiCr)) | Universalgussteile; Ventilgehäuse, Krümmer und andere druckdichte Teile | > 228 (T4) 145 (F) | > 103 (T4) 97 (F) | > 4,5(T4) 2,5 (F) |
| 222.0 ⁵ (AlCuMgSi) | Laufbuchsen; Messgeräteeile; Lager; Lagerdeckel; Kfz-Hubkolben; Zylinderköpfe | 427 (T4) | 276 (T4) | 22 (T4) |
| 242.0 ⁶ (AlCu4NiMgMnTi) | Hochleistungskolben; luftgekühlte Zylinderköpfe; Gehäuse von Flugzeuggeneratoren | 240 (T7) | 200 (T7) | 1,5 (T7) |
| A242.0 ⁷ (AlCu4NiCrMg) | Kolben für Dieselaggregate und Flugzeuge; luftgekühlte Zylinderköpfe; Gehäuse von Flugzeuggeneratoren | 220 (T75) | - | 1,6 (T75) |

Tabelle 2 Mechanische Kennwerte von im deutschsprachigen Raum gängigen Aluminiumkupfergusslegierungen

| Legierung (Zustand) | Zugfestig- keit R_m [MPa] | Dehn- grenze $R_{p0,2}$ [MPa] | Bruch- dehnung A [%] | Brinell- härte HBW | Dichte ² [kg/dm ³] |
|-----------------------------------|-----------------------------------|--|-------------------------------|--------------------------|--|
| AlCu4Ti (T6) ¹ | 330 | 220 | 7 | 95 | 2,75 |
| AlCu4Ti (T64) ¹ | 320 | 180 | 8 | 90 | |
| AlCu4TiMg (T4) ¹ | 320 | 200 | 8 | 90 | 2,75 |
| AlCuNiCoSbZr (T7) ² | 180-220 | 145-165 | 1-1,5 | 85-95 | 2,84 |
| AlCuNiCoSbZr (T5) ² | 180-200 | 160-180 | 1-1,5 | 80-90 | |

¹ getrennt gegossen, Kokillenguss, [12]; ² getrennt gegossen, Sandguss, [13]

2.2 Eigenschaften

Zwar ist Kupfer (Cu) als Legierungselement entscheidend für die erreichbare Festigkeit der AlCu-Legierungen, gleichzeitig setzt es der Anwendbarkeit aber auch Grenzen. Cu gilt als Halbedelmetall und weist eine niedrigere Elektronegativität als Aluminium auf (Potentiale der praktischen Spannungsreihe $U_{0,Cu}=10$ mV und $U_{0,Al99,5}=-667$ mV in NaCl-Lösung) [14, S. 327], was zur Folge hat, dass die Phase Al_2Cu edler als die sie umgebende Al-Matrix ist und die AlCu-Legierungen anfällig für Korrosionsangriff macht. Insbesondere bei einer ungeeigneten Wärmebehandlung kann das Legierungssystem der Spannungsrisskorrosion unterliegen [3], welche zu unvorhersehbarem, plötzlichem Bauteilversagen führen kann.

Das Eutektikum des binären AlCu-Systems, das ausschnittsweise in Abbildung 3 (a) dargestellt ist, liegt bei 33,3 Gew.-% Cu mit einer eutektischen Temperatur von 547 °C und besteht aus der intermetallischen Phase Al_2Cu und α -Mischkristall (fcc in Abbildung 3 (a)). Die theoretisch maximale Festigkeit liegt im binären Legierungssystem bei 5,65 Gew.-% Cu, da der α -Aluminiummischkristall bei dieser Zusammensetzung die größte Löslichkeit für Cu-Atome aufweist [5, S. 438, 15, S. 426] und entsprechend der maximale Grad an Ausscheidungshärtung erzielbar ist. Aus diesem Grund liegt die technisch relevante Zusammensetzung für AlCu-Legierungen zwischen 4 und 6 Gew.-% Cu

[5]. Verantwortlich für die Ausscheidungshärtung der AlCu-Legierungen ist die Phase Al_2Cu .

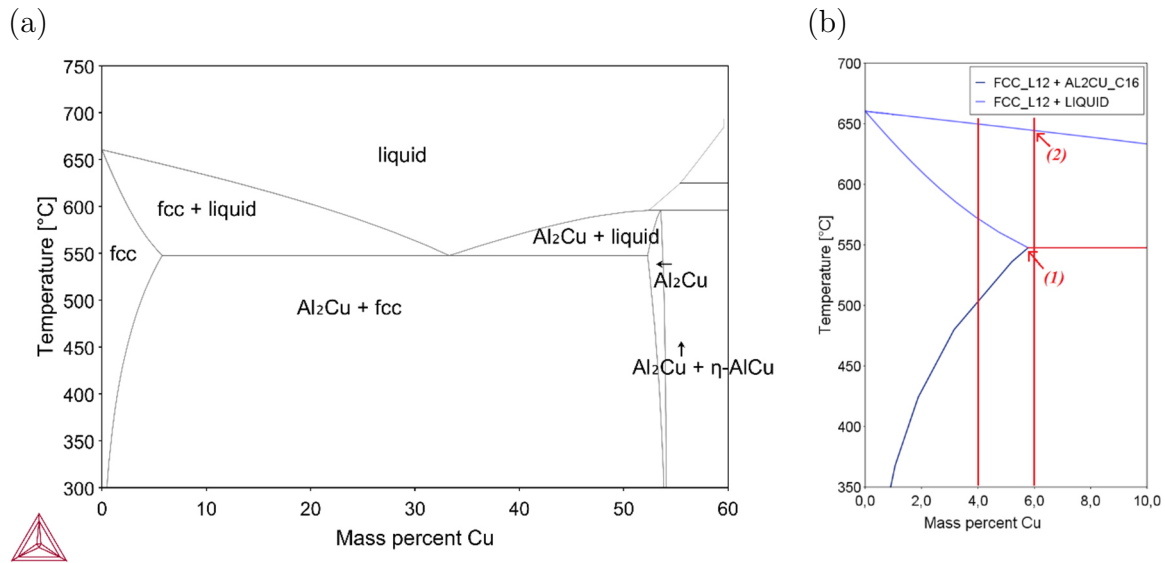


Abbildung 3 Phasendiagramm des binären Aluminium-Kupfer-Systems von 0 bis 60 Gew.-% Cu (a) und eines Ausschnitts von 0 bis 10 Gew.-% Cu (b)

Eine Zusammensetzung mit maximaler Cu-Löslichkeit im α -Mischkristall weist eine Liquidustemperatur von 645 °C ((2) in Abbildung 3 (b)) und eine Solidustemperatur von 547 °C ((1) in Abbildung 3 (b)) auf. Die Temperaturdifferenz, das sogenannte Erstarrungsintervall, ist mit 98 °C dort am größten. Für die Erstarrung der Schmelze bedeutet das, dass die Schmelze über einen längeren Zeitraum in einem flüssig-festen Zustand verbleibt, bei dem der Festphasenanteil nach und nach über ein Temperaturintervall hinweg ansteigt. Dadurch wird die Speisung mit fortschreitender Erstarrung zunehmend erschwert, was gravierende Erstarrungsfehler nach sich ziehen kann. Besonders hervorzuheben sind die Lunkerneigung und die Anfälligkeit für Warmrisse. Die Verarbeitbarkeit der AlCu-Legierungen ist aufgrund der starken Anfälligkeit für Warmrisse eingeschränkt und macht aufwendige Gießverfahren, wie z.B. das Rotacast®-Verfahren (NEMAK) oder das HERO®-Verfahren (ARCONIC) sowie aufwendige konstruktive Lösungen, etwa bei aufgeladenen Porschemotoren, erforderlich. In der Reihe der Porsche-Motoren gab es für hoch beanspruchte Motoren eine zweiteilige Ausführung des Zylinderkopfes, bei der der kolbenseitige Bereich aus der Legierung AlCuNiCoSbZr hergestellt und für den oberen, weniger beanspruchten Bereich eine AlSiCu-Legierung verwendet wurde [16]

3 Theoretische Grundlagen für eine Legierungsentwicklung

Es ist bekannt, dass ein hoher Gehalt an Eutektikum einer Legierung einerseits die Warmrissanfälligkeit, aber andererseits auch die Wärmeleitfähigkeit reduziert. In dieser Arbeit wird vorgestellt, wie die Zielkonflikte - verbesserte Warmfestigkeit, gute Wärmeleitfähigkeit und reduzierte Warmrissanfälligkeit - zu einer optimierten AlCu-Legierung für den Einsatz im Kokillenguss zusammengeführt werden können.

3.1 Allgemeines zu Aluminium und Aluminiumlegierungen

Mit einer Dichte von 2,57 bis 2,81 g/cm³ fallen Aluminium und seine Legierungen neben anderen Metallen wie Titan und Magnesium in die Gruppe der Leichtbauwerkstoffe und zeichnen sich durch hohe erreichbare Festigkeiten aus [22, S. 64]. Reines Aluminium weist einen Schmelzpunkt von 660,4 °C und eine hohe Wärmeleitfähigkeit von 237,0 W/mK auf [22, S. 64, 34, S. 331], welche durch Zulegieren weiterer Elemente auf z.B. 160 W/mK bei AlSi7Mg-Legierung bzw. 120 W/mK bei AlSi8Cu3 abgesenkt wird [35, S. 289]. Aluminiumlegierungen verfügen somit über eine deutlich höhere Wärmeleitfähigkeit als eisenbasierte Werkstoffe mit Wärmeleitfähigkeitswerten zwischen 15 W/mK bei einem rostfreien Stahl und 32-36 W/mK in Sphäroguss [36, S. 387]. Hohe Wärmeleitfähigkeit führt insbesondere bei thermisch beanspruchten Teilen zu einer thermischen Entlastung, da die Wärme zügig von der Hitzequelle abgeleitet werden kann.

Während reines Aluminium eine relativ niedrige Festigkeit bei sehr hoher elektrischer Leitfähigkeit aufweist, was es prädestiniert für den Einsatz als elektrischen Leiter in Flugzeugen macht, sind Festigkeitssteigerungen durch Zulegieren anderer Elemente möglich. Die wichtigsten Legierungselemente sind dabei Silizium, Kupfer, Magnesium und Zink.

Aluminiumlegierungen können in Knetlegierungen und Gusslegierungen aufgeteilt werden. Während Knetlegierungen nach dem Vergießen in sogenannte Halbzeuge (z.B. Rohre, Bleche, Profile) noch umgeformt werden (z.B. durch Schmieden, Walzen, Strangpressen, Tiefziehen), bevor sie ihre Endkontur erhalten, werden Gusslegierungen in Urformverfahren endkonturnah gegossen, was Gussteile vergleichsweise kostengünstig macht. Gängige Gießverfahren für Formguss sind Sandguss (Guss in verllorener Form aus bentonit- oder furanharzgebundenem Sand), Kokillenguss (Guss in Dauerformen aus Stahl) und Druckguss (Guss unter Einwirkung von Druck in Dauerformen aus Stahl).

Darüber hinaus gibt es Sonderverfahren wie Feinguss (Guss in verlorener Form aus gebrannter Keramik-Sand-Mischung) und Rotationsguss (Guss unter rotatorischer Bewegung einer Dauerform).

3.2 Gussgefüge von Aluminiumkupfergusslegierungen

Das Gussgefüge von Aluminiumlegierungen kann über unterschiedliche Eigenschaften, wie z.B. die mittlere Korngröße, den Anteil und die Morphologie intermetallischer Phasen, den sekundären Dendritenarmabstand sowie Kornseigerung beschrieben werden. Eine tabellarische Übersicht ist in Tabelle 3 dargestellt.

Tabelle 3 Gefügeeigenschaften in Gusslegierungen und deren Einflussfaktoren

| Gefügeeigenschaft | Einflussfaktoren |
|---|--|
| Mittlere Korngröße | Kornfeinungsmittel; chemische Zusammensetzung |
| Sekundärer Dendritenarmabstand | Abkühlungsgeschwindigkeit |
| Anteil und Morphologie intermetallischer Phasen | Chemische Zusammensetzung |
| Kornseigerung | Abkühlungsgeschwindigkeit; chemische Zusammensetzung |

Einen bedeutenden Einfluss auf die Warmrissneigung sowie die mechanischen und thermophysikalischen Eigenschaften haben bei AlCu-Gusslegierungen insbesondere die Korngröße, der sekundäre Dendritenarmabstand, die im Gefüge vorliegenden intermetallischen Phasen und der Anteil gelöster Elemente im Mischkristall.

3.2.1 Erstarrungsvorgänge und Einfluss der Kornfeinung

Mit Unterschreiten der Liquidustemperatur setzt bei Metallschmelzen die Erstarrung ein. Unter Freisetzung latenter Wärme werden an homogenen oder heterogenen Keimstellen Kristalle gebildet, die wachsen bis die Schmelze vollständig erstarrt ist. Bei reinen Metallen und eutektischen Legierungen entstehen bei einer gleichbleibenden Temperatur ($T_{liq} = T_{solidus}$) Kristalle von einer (reine Metalle) bzw. zwei Phasen (Eutektikum), während bei Legierungen die Erstarrung über eine Temperaturdifferenz hinweg ($T_{liq} - T_{solidus} = \Delta T_{EI}$) erfolgt und Kristalle unterschiedlicher Phasen entstehen. In stark untereutektischen Legierungen erstarrt zuerst Aluminiummischkristall und anschließend entstehen aus der mit Legierungselementen angereicherten Schmelze intermetallische

Phasen, die in einem nachfolgenden Lösungsglühprozess entweder aufgelöst werden, wie z.B. die Phasen Al_2Cu , Al_2CuMg , Mg_2Si , oder unlöslich sind, wie z.B. $\text{Al}_6(\text{Fe, Mn})$, Al_3Fe oder $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ [37, S. 77-78]. Die intermetallischen Phasen sind begrifflich abzugrenzen von intermetallischen Verbindungen. Letztere weisen eine stöchiometrische Zusammensetzung auf und sind wertigkeitsgerecht, während intermetallische Phasen einen begrenzten Homogenitätsbereich aufweisen und wertigkeitsfremd auftreten können [32, S. 141].

Bei Gusslegierungen tritt aufgrund der verhältnismäßig schnellen Abkühlung immer eine Unterkühlung der Schmelze unter die Gleichgewichtstemperaturen auf. Dabei nimmt die Abkühlungsgeschwindigkeit bei den konventionellen Gießverfahren vom Sandguss über den Kokillenguss bis zum Druckguss zu.

Mit der Abkühlung der Schmelze bzw. des erstarrten Metalls nimmt die Bewegungsenergie der Atome ab, was eine Zunahme der Teilchen pro Volumeneinheit, also der Dichte, nach sich zieht. Beim Übergang vom schmelzflüssigen, ungeordneten in den erstarrten, kristallisierten Zustand kommt es zu einer Unstetigkeit in der Volumenabnahme, wie in Abbildung 4 zu sehen ist. Aluminium kristallisiert in einem kubisch-flächenzentrierten (kfz) Kristallgitter, das eine höhere Packungsdichte als das kubisch-raumzentrierte Gitter (krz) aufweist. Kfz-Gitter reagieren stärker auf eine Festigkeitssteigerung als andere Gitter (hexagonal oder krz) und weisen aufgrund einer optimalen Anzahl an Gleitebenen eine höhere Duktilität auf als andere Kristallgitterarten [38, S. 158].

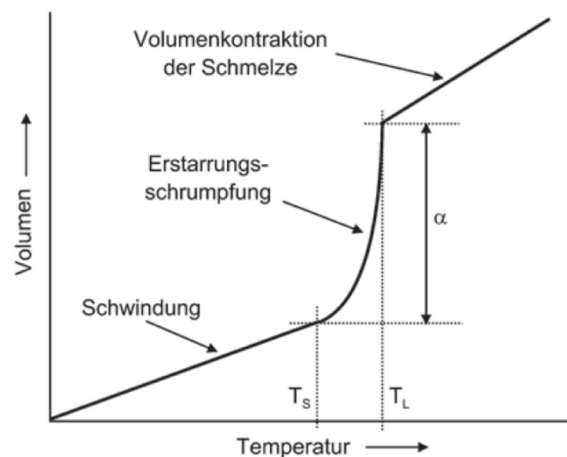


Abbildung 4 Volumenveränderung während der Abkühlung und Erstarrung einer Legierung mit Volumenkontraktion α , Liquidustemperatur T_L und Solidustemperatur T_S [9, S. 178]

3.2.2 Keimbildung und Kristallwachstum

Die Erstarrung kann in zwei sequenzielle Prozesse unterteilt werden: die Keimbildung und das Kristallwachstum. Die Keimbildung wird unterschieden in die homogene Keimbildung, bei der sich Atome kristallografisch anordnen und Keime bilden [36, S. 529], und die heterogene Keimbildung, bei der α -Mischkristall an in der Schmelze befindlichen Fremdsubstraten ankeimt. Alle Keimbildungsarten haben gemeinsam, dass eine Unterkühlung vorliegen muss [39], damit wachstumsfähige Keime entstehen können. Je stärker die Unterkühlung, desto kleiner ist der kritische Keimradius, ab dem Keime wachstumsfähig werden [36, S. 529, 40, S. 30]. Die homogene Keimbildung erfordert eine hohe Unterkühlung [40, S. 36] und erfolgt deshalb bevorzugt an Formwänden, wo eine hohe thermische Unterkühlung der Schmelze vorliegt oder an in der Schmelze befindlichen Oxiden [40, S. 37]. Bei der heterogenen Keimbildung ist die notwendige Unterkühlung zur Kristallisation des α -Mischkristalls am Fremdsubstrat aufgrund der herabgesetzten Aktivierungsenergie geringer [40, S. 36]. Je höher die Abkühlungsgeschwindigkeit in einer Schmelze ist, desto größer ist die Unterkühlung und desto mehr Keime werden in der Schmelze aktiviert, sodass die Korngröße sinkt.

Das Kristallwachstum, das nach Überschreiten des kritischen Keimradius einsetzt, wird überwiegend durch die vorherrschenden Temperaturgradienten bestimmt. Eine gleichgewichtsnähe Erstarrung, bei der sowohl im Festen als auch im Flüssigen vollständige Diffusion und damit ein Konzentrationsausgleich stattfinden kann, erfordert unendliche langsame Abkühlung, wie sie in realen Gussstücken kaum vorzufinden ist [22, S. 730]. Bei schnellerer Abkühlung kommt es vor der Erstarrungsfront zu einer Anreicherung an Elementen (Seigerung) und dadurch aufgrund der lokal veränderten Zusammensetzung der Schmelze zu einer Reduktion der Schmelzetemperatur als es im weiter von der Erstarrungsfront entfernten Rest der Schmelze mit Ausgangskonzentration c_0 der Fall ist [32, S. 393-395, 41, S. 202]. Diese lokal begrenzte Reduktion der Schmelzetemperatur vor der Erstarrungsfront wird als konstitutionelle Unterkühlung bezeichnet und ist die Hauptursache für dendritisches Wachstum in Legierungen [32, S. 393-395]. Da die Kristallisation grundsätzlich entgegen der Richtung der Wärmeabfuhr erfolgt, ist der Grad der Unterkühlung entscheidend dafür, ob die an der Erstarrungsfront durch die Kristallisation freigesetzte latente Wärme durch die Fest- oder die Flüssigphase abgeführt wird. Im letzteren Fall wird dendritisches Wachstum bevorzugt, weshalb von Formwänden aus bevorzugt dendritisches Wachstum in die thermisch stark unterkühlte Schmelze erfolgt

[32, S. 390-391]. Erfolgt die Wärmeabfuhr aufgrund einer geringen Unterkühlung hingegen durch das bereits erstarrte Material, bilden sich in die Schmelze hineinwachsende Kristalle aufgrund der dort herrschenden, gleichgewichtsnahen und damit höheren Temperaturen zurück und es entstehen globulitische Körner [32, S. 390].

Ein Großteil der Forschung nimmt eine strikte Trennung zwischen beiden Vorgängen Keimbildung und Kornwachstum vor und sieht sie als voneinander unabhängige Größen an. Eine neuere Theorie von StJohn et al. [42] geht jedoch davon aus, dass es aufgrund der sich mit den Keimbildungs- und Keimwachstumsvorgängen verändernden chemischen Zusammensetzung zu einer wechselseitigen Beeinflussung der beiden Prozesse kommt und sie nicht getrennt voneinander betrachtet werden können (sog. „interdependence theory“). Auf diese Theorie wird im nachfolgenden Kapitel zu den Kornfeinungsmechanismen detaillierter eingegangen.

Die auftretende Volumenabnahme während der Abkühlung der Schmelze und der Festphase kann zu Lunkern führen, wenn die Volumenabnahme nicht durch nachfließende Schmelze kompensiert wird (Nachspeisung). Bei eutektischen Zusammensetzungen erreicht die Fließfähigkeit von Legierungen ein Maximum [37, S. 209], sodass ein hoher Anteil Eutektikum vorteilhaft ist hinsichtlich einer hohen Speisungsfähigkeit. Die Speisungsmechanismen werden von Campbell [41, S. 353] in mehrere Phasen unterteilt und sind in Abbildung 5 schematisch dargestellt: Flüssigspeisung (A), Massenspeisung (B), interdendritische Speisung (C) und Feststoffspeisung (D). Die folgenden Ausführungen zu den Speisungsmechanismen orientieren sich an den Darstellung in [41, S. 353]. Die Flüssigspeisung (A) ist die zuerst auftretende Speisungsart und bei glattwandig erstarrenden Schmelzen auch die einzige. Bei der Flüssigspeisung treten keine größeren Komplikationen auf. Erstarrungsfehler, die durch unzureichende Flüssigspeisung auftreten, können durch eine Anpassung der Dimension und der Lage von Speisern verhindert werden. In der Massenspeisungsphase (B) liegen erste kristallisierte Körner sowie Flüssigphase parallel vor, sodass eine Art Suspension (engl. slurry) entsteht, die weiterhin fließfähig ist. Diese Speisungsphase ist stark abhängig von der Kornform (dendritisch, feindendritisch oder globulitisch), der Korngröße und dem Gussteilquerschnitt, sodass der Gießer hier in erster Linie über die Kornfeinung Verbesserungen erzielen kann. Mit fortschreitender Erstarrung und damit zunehmendem Anteil an Festphase beginnen die Körner sich zu berühren (interdendritische Speisung (C)). Es entsteht ein zunehmend dichter

werdendes Netzwerk aus Festphase, wodurch die Fließfähigkeit der Restschmelze eingeschränkt wird. Die Fließfähigkeit ist bei dendritischer Erstarrung deutlich stärker eingeschränkt als bei globulitischen Körnern. Eine wirksame Möglichkeit die interdendritischen Bereiche zu speisen, besteht in der Verfügbarkeit eines Eutektikums, das als letzte Phase erstarrt. Der letzte Speisungsmechanismus ist der der Feststoffspeisung (D). Im Gussteilinneren entsteht durch die Erstarrungskontraktion ein Unterdruck, der zu einem Kollaps des bereits erstarrten Materials führt. Auf der Gussteiloberfläche kann diese Speisungsart Einfallstellen hervorrufen, wobei es sich um einen Einfall von etwa 0,05 bis 0,1 % der Oberfläche handelt, was sich insbesondere bei geringen Querschnitten als Oberflächenrauheit abzeichnet [43].

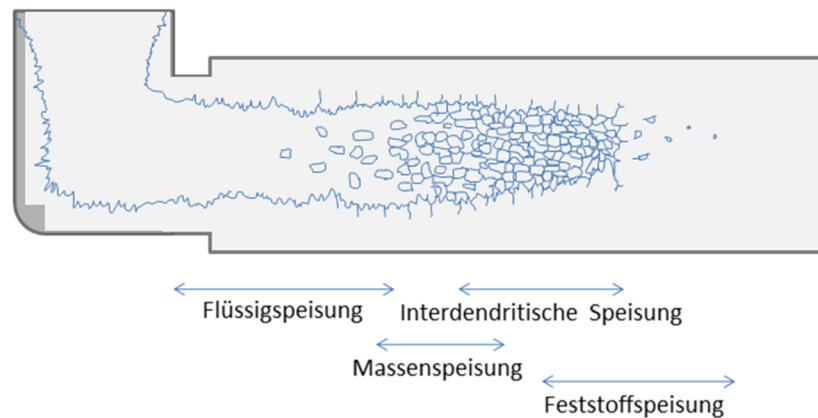


Abbildung 5 Schematische Darstellung der Speisungsmechanismen (in Anlehnung an [41, S. 353])

3.2.3 Kornfeinungsmechanismen bei Aluminiumgusslegierungen

Feine, homogen verteilte Körner wirken sich positiv auf die mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften von Aluminiumgusslegierungen aus. Eine hohe Anzahl an Körnern bewirkt höhere Festigkeiten aufgrund des mit wachsender Anzahl an Korngrenzen erhöhten Versetzungswiderstandes. Die Speisung und die Warmrissbeständigkeit werden durch geringe Korngrößen verbessert: feine, im besten Fall globulitisch ausgebildete Körner können während des Erstarrungsvorgangs bei Vorhandensein einer Flüssigphase gegeneinander abgleiten und so einerseits eine längere Massenspeisungsphase ermöglichen und andererseits auftretende Spannungen ausgleichen.

Die Kornfeinungseffektivität hängt in Aluminiumlegierungen von der Art und dem Anteil wirksamer Keimstellen sowie den gelösten Elementen ab. Als wirksamste heterogene Keime wirken Partikel, die eine geringe Gitterfehlpassung zur Matrix aufweisen, wie

Bramfitt [44] in Untersuchungen an Eisenlegierungen herausgefunden hat. Bei Aluminiumlegierungen kommen deshalb insbesondere die Phasen TiB_2 , AlB_2 und TiAl_3 als wirksame Keimbildner infrage. Diese weisen Gitterfehlpassung von 5,9 %, 5,2 % bzw. 4 % ([45], zitiert nach [46]) auf und entsprechend wird TiAl_3 die höchste Keimwirksamkeit nachgesagt [47]. Johnsson et al. [48] formulierten nach Untersuchungen zur Wechselwirkung zwischen Ti und B in Kornfeinungsmitteln die These, dass TiB_2 als Keim wirksam werden kann, wenn Ti gelöst, also nicht in einer Phase gebunden, in der Aluminiumschmelze vorliegt. Diese Theorie wird als das sogenannte „solute paradigm“ bezeichnet. Zwar sind TiB_2 -Partikel in der Schmelze für längere Zeit stabil als TiAl_3 , die sich insbesondere im Fall einer hypo-peritektischen Zusammensetzung ($< 0,15$ Gew.-% Ti) binnen einer Minute auflösen, jedoch können sie nur in Kombination mit Ti als Keimbildner aktiv werden [48]. Immer wieder war in Untersuchungen dieses Phänomen beobachtet worden, dass sich um TiB_2 eine Schicht TiAl_3 bildet, die wiederum als Keim für α -Aluminium wirkt – die sogenannte „duplex theory“ ([49], zitiert nach [50–52]). Zwar wird auch Zr als Kornfeinungsmittel in AlCu-Legierungen zugeben, da dieses insbesondere in Kombination mit Sc eine hohe Kornfeinungseffektivität gezeigt hat [53], allerdings kann es zu sogenannten „Vergiftungseffekten“ kommen, wenn Zr und TiB_2 parallel in der Schmelze vorliegen und das Ersetzen von Ti durch Zr zu einer $(\text{Ti}_{1-x}, \text{Zr}_x)\text{B}_2$ -Phase zu einer Veränderung der Gitterparameter der Phase führt [37, S. 104].

Dem „solute paradigm“ gingen Untersuchungen von Tarshis et al. [54] an Ni-Legierungen und später von Maxwell und Hellawell [55] an binären Al-Legierungen voraus, die von Spittle und Sadli [56] erweitert wurden. Tarshis et al. [54] stellten zur Quantifizierung des Einflusses gelöster Elemente auf die Kornfeinung ein Konzept zur Wachstumshemmung auf. Die Annahme des Konzepts ist, dass Legierungselemente in Gusslegierungen durch ihr unterschiedlich stark ausgeprägtes Seigerungsverhalten die konstitutionelle Unterkühlung verändern und damit Einfluss auf die Aktivierung in der Schmelze vorhandener Keime nehmen [49]. Spittle und Sadli folgerten aus ihren Untersuchungen, dass die durch die Unterkühlung verursachte Aktivierung von Keimstellen beschränkt wird durch beim Kristallisationsvorgang entstehende latente Wärme [56]. Deutlich wird dies daran, dass die mit 0,2 Gew.-% AlTi_5B_1 gefeinten Legierungen AlCu und AlSi in Abbildung 6 bei 110–120 μm ein Plateau erreichen, unter welches die Korngrößen scheinbar nicht fallen.

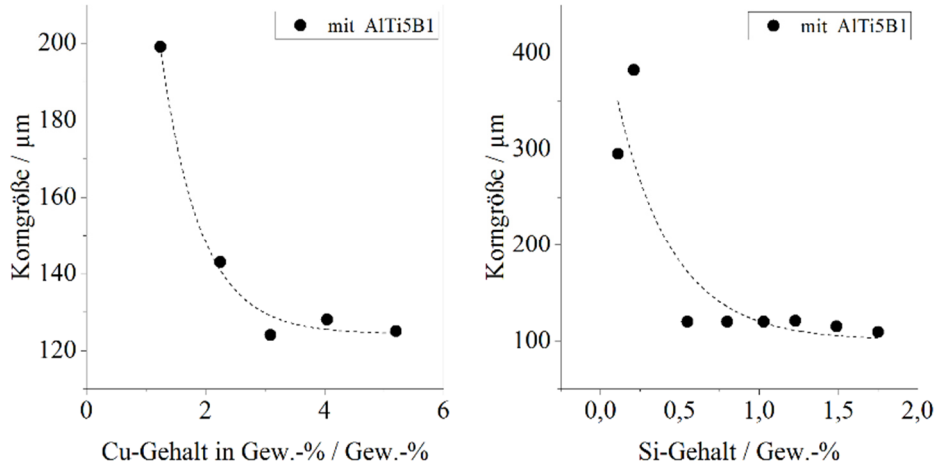


Abbildung 6 Korngrößen in binären Al-Legierungen in Abhängigkeit vom Elementgehalt unter Zugabe von 0,2 Gew.-% AlTi5B1; nach [20]

Der Wert zur Quantifizierung der konstitutionellen Unterkühlung wird im Gießereikon-
text mit GGI (grain growth index, laut Patentanmeldung von Bäckerud et al. [57]) oder
mit GRF (growth restriction factor) [49] bezeichnet. Als Eingangsgrößen gehen der Ver-
teilungskoeffizient k , die Menge des Elementes c_0 sowie die Steigung der Liquiduslinie m_L
ein, die aus dem zugehörigen binären Phasendiagramm ermittelt wird (in Anlehnung an
[55]):

$$GRF = \sum m_L c_0 (k - 1)$$

Die zugehörigen Literaturkennwerte sind in Tabelle 4 aufgeführt. Idealerweise liegt der
GRF zwischen 10 und 36, um geringstmögliche Korngrößen zu erzielen [57]. Anpassungen
können über die Zugabe von Ti zur Erhöhung des Anteils an gelöst vorliegendem Ti oder
über die Zugabe von B zur Reduktion des Anteils an gelöst vorliegendem Ti durch die
Bildung von Boriden erfolgen.

Das Konzept des GRF hat jedoch mehrere Einschränkungen: Es wurde anhand von
Daten binärer Legierungen entwickelt und vernachlässigt entsprechend mögliche Wech-
selwirkungen zwischen Elementen [58]. Zudem wurde die Anwendbarkeit nur für Korn-
größenunterschiede zwischen 125 und 1000 µm nachgewiesen [57] und es berücksichtigt
den Einfluss von heterogenen Keimen nicht.

Tabelle 4 Verteilungskoeffizient k und Steigung der Liquiduslinie m_L zur Berechnung des GRF; * [39]; ** [59]

| Element | k | m_L | $(k-1) \times m_L$ |
|---------|------|--------|--------------------|
| Ti* | 7,80 | 33,30 | 226,44 |
| Be** | 0,15 | -18,75 | 15,94 |
| Pb** | 0,01 | -11,70 | 11,58 |
| Zr* | 2,50 | 4,50 | 6,75 |
| Na** | 0,02 | -6,70 | 6,60 |
| Si* | 0,11 | -6,60 | 5,87 |
| Ni* | 0,01 | -3,30 | 3,28 |
| Mg* | 0,51 | -6,20 | 3,04 |
| Co** | 0,01 | -3,00 | 2,98 |
| Fe* | 0,02 | -3,00 | 2,94 |
| Cu* | 0,17 | -3,40 | 2,82 |
| Sb** | 0,05 | -2,00 | 1,90 |
| Ag** | 0,20 | -1,30 | 1,04 |
| Zn** | 0,40 | -1,60 | 0,96 |
| Mn* | 0,94 | -1,60 | 0,10 |
| Sn** | 0,00 | -0,02 | 0,02 |

Den Werten in Tabelle 4, die der Größe des Einflusses nach sortiert sind, ist zu entnehmen, dass Ti den stärksten Einfluss hat. Danach folgen mit deutlich geringerem Einfluss typische Legierungselemente wie Si, Mg und Cu. Bei den Untersuchungen von Spittle und Sadli fällt auf, dass der wachstumshemmende Effekt von Cu bei Gehalten bis etwa 5 Gew.-% deutlich ausgeprägt ist (s. Abbildung 7). Bei Mn steigt die Korngröße ab einem Gehalt von 0,6 Gew.-% wieder an, jedoch stellen Spittle und Sadli keine weiteren Überlegungen zu dieser Beobachtung an. Der Einfluss von Si ist stärker ausgeprägt als bei Cu.

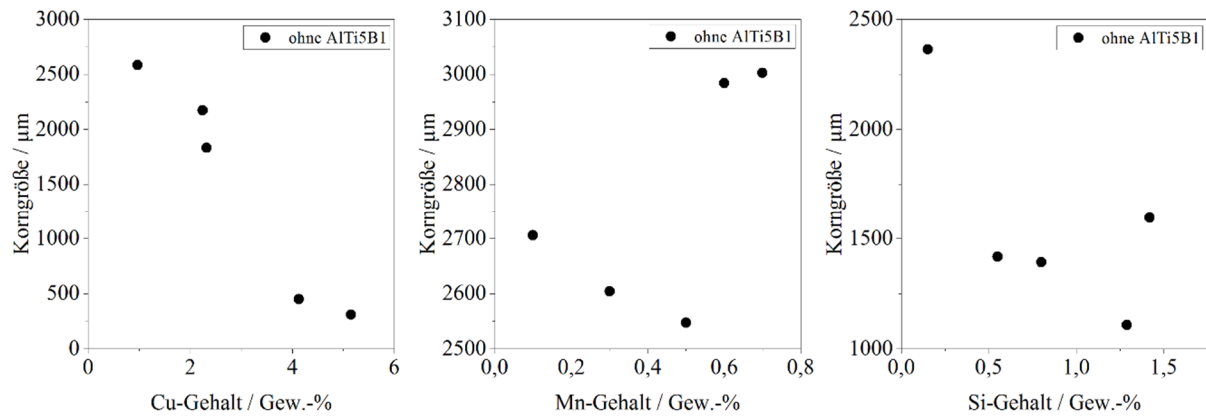


Abbildung 7 Korngrößen in binären Al-Legierungen in Abhängigkeit vom Elementgehalt; nach [56]

3.2.4 Festigkeitsmechanismen

Die bei AlCu-Legierungen für die hohe Festigkeit sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen verantwortliche ausscheidungshärtende Phase ist Al_2Cu , welche thermisch stabil ist und unter Temperatureinfluss kaum vergrößert [60, 61]. AlCu-Legierungen zählen, wie auch AlZn-Legierungen und Legierungen aus dem System AlMgSi, zu den aushärtbaren Aluminiumlegierungen, die einer Wärmebehandlung bedürfen, um das Festigkeitsmaximum zu erreichen. Bei einer Wärmebehandlung von AlCu-Gusslegierungen sind die drei Prozessschritte Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagerung erforderlich, wobei der Schritt der Auslagerung bei Raumtemperatur oder erhöhter Temperatur (Warmauslagerung) erfolgen kann.

In einem Lösungsglühprozess werden die während der Erstarrung metastabil ausgeschiedenen Phasen zunächst wieder in Lösung gebracht, sodass ein homogener α -Mischkristall entsteht [31, S. 250]. Kupfer weist in festem Aluminium eine mit sinkender Temperatur abnehmende Löslichkeit auf, die von maximal 5,65 Gew.-% bei 547 °C auf 4 Gew.-% bei 500 °C auf bis zu 0,5 Gew.-% bei 300 °C abfällt [62, S. 11-12]. Die abnehmende Löslichkeit führt dazu, dass durch ein anschließendes Abschrecken auf Raumtemperatur der Aluminiummischkristall mit Cu übersättigt und damit in einem metastabilen Zustand vorliegt. Durch die anschließend einsetzende Entmischung des übersättigten Mischkristalls, werden energetisch stabilere Konfigurationen angestrebt, d.h. die Bildung stabiler Ausscheidungen gefördert. Dieser Ausscheidungsprozess erfolgt diffusionsgesteuert, erfordert für die Umwandlungen entsprechend ausreichend Zeit und geht bei erhöhter Temperatur schneller vonstatten als bei Raumtemperatur [9, S. 92, 31, S. 250]. Somit bilden sich unmittelbar nach dem Abschrecken bei Raumtemperatur GPI-Zonen [31, S. 250]. Die Ausscheidungsfolge stellt sich folgendermaßen dar [9, S. 120-121]:



In Abbildung 8 sind in Teil I die Kristallstrukturen der GP-Zonen sowie der GPII-/ θ'' -, θ' - und θ -Phasen dargestellt. Zuerst bilden sich kohärente Guinier-Preston-Zonen der Stadien I und II bzw. θ'' . Bei der GPI-Zone handelt es sich um monoatomare Cu-Schichten im α -Al-Mischkristall mit etwa 100 Å Durchmesser. GPII-Zonen bzw. θ'' -Phasen bestehen aus mehreren übereinander gelagerten monoatomaren Schichten aus abwechselnd Cu und Al und werden durch eine Warmauslagerung für fünf Stunden bei 160 °C [31, S. 250] gebildet. Sie verzerren die umgebene Matrix tetragonal und erreichen Dicken von etwa 100 Å und Durchmesser von 1500 Å [31, S. 250-254]. Die GP-Zonen verzerren aufgrund ihrer Kohärenz die umgebende Matrix und erhöhen dadurch den Widerstand gegen Versetzungsgleiten. Das Versetzungsgleiten wird bei kohärenten Phasen durch den Kelly-Fine-Mechanismus (Schneidmechanismus) dominiert, bei dem Ausscheidungen durch Versetzungsebenen geschnitten werden (s. Abbildung 8 III. a)).

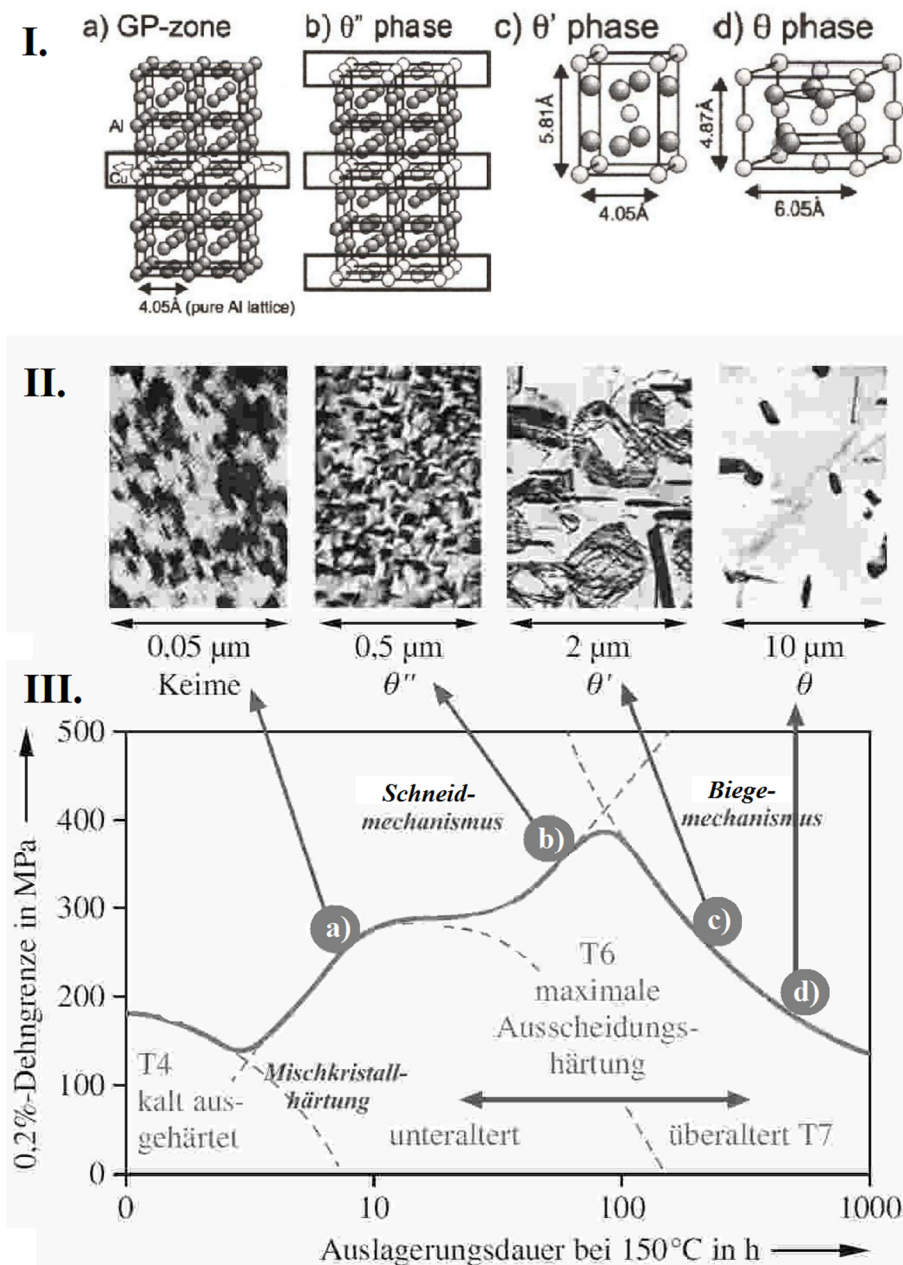


Abbildung 8 Darstellung (I) der Kristallstrukturen der GP-Zonen, θ'' -, θ' - und θ -Phasen sowie (II) die zugehörigen Aufnahmen eines Durchstrahlungselektronenmikroskops und (III) der zuzuordnenden Zustände nach Auslagerungsdauer mit Anzeige des dominierenden Versetzungsmechanismus (in Anlehnung an [31, S. 254, 36, S. 542, 63, S. 44])

Mit zunehmender Auslagerungszeit (bei 160 °C > 5 Stunden) und -temperatur (bei > 240 °C > 24 Stunden) wandeln sich die GP-Zonen in die teilkohärent vorliegende, metastabile Phase θ' um [31, S. 250]. Sie weist eine tetragonale Struktur auf, liegt mit einer Dicke von 300 Å größer vor als die GP-Zonen (s. Abbildung 8 I. c) und II.) und wird von Versetzungen überwiegend umgangen. In einem Zustand, wo θ'' - und θ' -Phasen gleichzeitig vorliegen, wird aufgrund der parallel auftretenden Biege- und Schneidmechanismen ein Festigkeitsmaximum erreicht (s. Abbildung 8 III.) [31]. Bei ausreichend

langer Auslagerungsdauer bzw. -temperatur wird schließlich aus der Θ' -Phase die tetragonale Gleichgewichtsphase Θ gebildet, die inkohärent zur Matrix vorliegt [9, S. 92]. Die Gitterverzerrung, die bei dieser Umwandlung verloren geht, führt zu einer weiteren Festigkeitsabnahme, wie in Abbildung 8 III. d) zu sehen ist. Der Umgehungsmechanismus überwiegt zunehmend und die Festigkeit sinkt nach und nach ab. Dieser Zustand wird als überaltert bezeichnet [64, S. 214]. Für einen Einsatz einer AlCu-Legierung bei erhöhter Temperatur ist der inkohärente Zustand den zuvor auftretenden metastabilen Ausscheidungsstadien vorzuziehen, da dann im Gefüge keine Veränderungen der Ausscheidungsstadien mehr auftreten, sondern lediglich eine Phasenvergrößerung erfolgt.

Zschech [65] hat aus seinen Untersuchungen an AlCu4-Legierungen ein isothermes Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU-Schaubild) abgeleitet, welches in Abbildung 9 zu sehen ist, das die Umwandlungspunkte der einzelnen Stadien bzw. Ausscheidungen der untersuchten Legierung in Abhängigkeit von Auslagerungszeit und -temperatur anschaulich darstellt. Die im ZTU-Schaubild angegebenen Umwandlungspunkte unterscheiden sich vermutlich aufgrund unterschiedlicher chemischer Zusammensetzungen leicht von den in [31, S. 250-254] angegebenen Zeiten und Temperaturen.

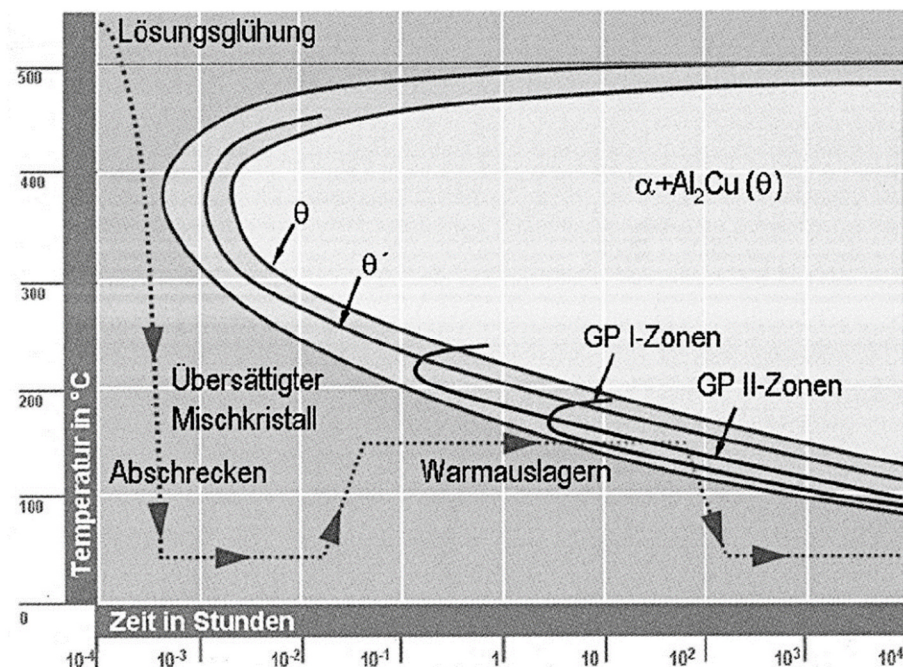


Abbildung 9 ZTU-Diagramm einer AlCu4-Legierung; [66], nach [65]

Neben der Ausscheidungshärtung tragen auch Mischkristallhärtung, Kornfeinung und Dispersionshärtung durch Einschränkung von Versetzungsbewegungen zur Festigkeitssteigerung von Aluminiumkupfergusslegierungen bei. Bei der Mischkristallhärtung

kommt es durch das zulegierte Cu, das einen größeren Atomradius als Al aufweist, zu Gitterverzerrungen, was den Versetzungsbewegungswiderstand erhöht [32, S. 272]. Zuge-setzte nichtmetallische Partikel, sogenannte Dispersoide mit Größen zwischen 0,05 und 0,5 μm , können von Versetzungen nur umgangen werden (Orowan-Mechanismus), sodass sich Versetzungsringe um die Dispersoide bilden, die nachfolgende Versetzungsbewegungen zusätzlich einschränken [32, S. 281, 37, S. 79]. Die Dispersionshärtung führt zur einer stärkeren Verfestigung als die Mischkristallhärtung [32, S. 281].

3.2.5 Gießbarkeit

Die Qualität eines Gussstücks hängt maßgeblich von der Gießbarkeit des Werkstoffs ab. Die Gießbarkeit wird durch das Formfüllungsvermögen, das Fließvermögen, das Speiungsvermögen, die Volumenkontraktion und die Warmrissanfälligkeit bestimmt. Diese sogenannten gießtechnologischen Eigenschaften sind werkstoffspezifisch, werden aber darüber hinaus durch Spuren- und Begleitelemente beeinflusst.

3.2.5.1 Fließ- und Formfüllungsvermögen

Das Fließ- und Formfüllungsvermögen einer Metallschmelze wird während des Gießens von den physikalischen Eigenschaften Viskosität und Oberflächenspannung sowie von der Erstarrungsart der Legierung mitbestimmt [18, 34]. Mit abnehmender Temperatur nehmen sowohl die Viskosität als auch die Oberflächenspannung ab. Je größer die Differenz zwischen Gieß- und Liquidustemperatur, der sogenannten Überhitzung, ist, desto besser fließt eine Schmelze. Bei einer Legierung mit hohem Fließvermögen ist es möglich, ohne eine starke Überhitzung weite Fließwege in einer Form zurückzulegen und schmale Querschnitte zu füllen. Das übliche Gussmodell zur Bestimmung des Fließvermögens ist die Gießspirale [18]. Für die genaue Abbildung des Formhohlraums ist das Formfüllungsvermögen entscheidend. Je stärker dieses ausgeprägt ist, desto leichter werden Kanten oder sich verengende Formhohlräume gefüllt. Das Formfüllungsvermögen kann mit einer sogenannten Bolzenprobe, in der zwei sich berührende senkrecht stehende Zylinder einen sich verengenden Spalt bilden, oder anhand der Gießspirale bestimmt werden.

3.2.5.2 Warmrisse

Risse, die in einem Werkstoff während der Erstarrung entstehen, werden als Warmrisse bezeichnet. Eine stark eingeschränkte Speisung bereits erstarrter Bereiche in Verbindung mit durch Erstarrungsschwindung im Gussteil verursachten mechanischen Spannungen

führt zu eben diesen. Warmrisse zählen zu den bedeutendsten irreversiblen Erstarrungsfehlern, die in Gusstücken auftreten können, und zum Ausschuss eines Gussteils führen [67]. Aufgrunddessen wurden Warmrisse sowie deren Ursachen und Maßnahmen zur Verhinderung vielfach untersucht und in der Literatur dargestellt. Übersichtliche Literaturauswertungen über die aufgestellten Theorien sowie Ursachen, Einflussparameter, Messmethoden und Vorhersagekriterien stammen von Sigworth [68], Katgerman und Eskin [69] und Li und Apelian [67]. Die wichtigsten Erkenntnisse werden im Folgenden umrissen.

Die Ursachen für Warmrisse können unterteilt werden in Ursachen konstruktiver, metallurgischer und prozesseitiger Art. Die auftretenden Spannungen sind stets konstruktiv bedingt. Wenn die auftretende Erstarrungsschwindung, die bei Aluminium 7,1 % [34, S. 331] beträgt, nicht ungehindert erfolgen kann, sondern durch eine starre Form eingeschränkt ist, entstehen Spannungen im Gussteil. Die Höhe der Spannungen ist dabei abhängig von der Gussteillänge. Die Problematik wird verstärkt, wenn zusätzlich zur Erstarrungsschwindung ein großer Temperaturgradient im Gussstück vorliegt, wie es beispielsweise bei einem Hotspot der Fall ist, der thermische Spannungen verursacht. Der Einfluss von thermischem Ausdehnungskoeffizient α , Temperaturgradient ΔT und Gussteillänge L mit einem Hotspot der Länge l auf die auftretenden Spannungen ε lässt sich laut Campbell [41, S. 423] folgendermaßen zusammenfassen:

$$\varepsilon = \alpha \Delta T L / l$$

Die während der Erstarrung auftretenden Spannungen führen zu einer Verformung des erstarrenden Materials. Das Verhalten des Materials auf diese Verformung wird durch Eigenschaften wie die Erstarrungsart, die Seigerungsneigung, den Anteil und die Eigenschaften der Restschmelze, die Breite des Erstarrungsintervalls und den Anteil und die Morphologie der auftretenden Phasen und damit durch die chemische Zusammensetzung bestimmt [69, 70, S. 250, 71, S. 528-532]. Die Einflüsse der chemischen Zusammensetzung auf diese Eigenschaften und damit auf die Warmrissneigung sind in der Übersicht in Abbildung 10 dargestellt und werden im Folgenden erläutert.

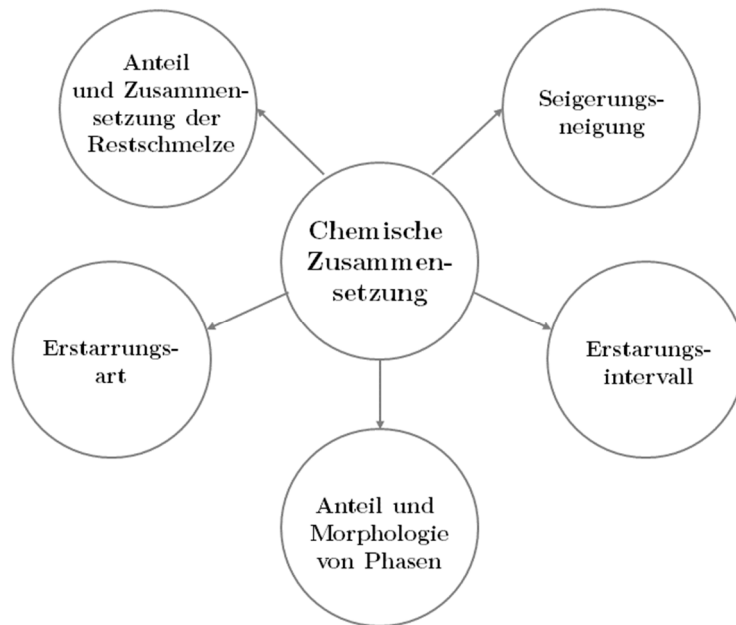


Abbildung 10 Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf Erstarrungsmorphologie

Die Verformungsfähigkeit des erstarrenden Aluminiums ist laut Eskin et al. [72, S. 661] von der Duktilität des halberstarrten Materials abhängig, die durch harte intermetallische Phasen, wie z.B. Al_6Mn , sowie hohe Festigkeiten der bereits erstarrten Phasen reduziert wird. Zudem, so haben Spittle und Cushway [14] in ihren Untersuchungen an AlCu-Legierungen beobachtet, beeinflusst die Form der primären und sekundären Dendritenarmspitzen die Größe der Kontaktfläche zwischen den Dendriten. Die Kontaktfläche beeinflusst dabei die Ausbildung der Bindungskräfte zwischen den Dendriten und ist damit entscheidend für die Festigkeit und Duktilität des bereits erstarrten Materials. Sowohl die Ausprägung der Dendriten als auch die Duktilität und die Festigkeit des Materials sind von der chemischen Zusammensetzung abhängig.

Bei Legierungen mit dendritischer Erstarrungsart ist die Speisungsfähigkeit zwischen verästelten Dendritenarmen stärker eingeschränkt als bei glattwandig erstarrenden Reinetallen oder eutektischen Legierungen [43, S. 19-20]. Bei dendritischer Erstarrung ist somit der Speisungsmechanismus der interdendritischen Speisung der für Warmrisse als kritisch zu betrachtende Mechanismus [69]. Der Festphasenbereich, in dem die interdendritische Speisung vorherrschend ist, wird in der Literatur unterschiedlich und abhängig vom Legierungssystem zwischen 80 und 98 % angegeben [17, 43, S. 19-20]. Davidson et al. [73] haben *in situ* für eine AlCu_{0,5}-Legierung ermittelt, dass die Warmrisse bei einem Festphasenanteil zwischen 93 und 96 % entstehen, indem sie per Video-, Temperatur- und

Kraftaufzeichnung experimentell die Warmrissentstehung beobachteten und die Festphasenanteile aus Scheil-Berechnungen ermittelten. Bei *in situ* Untersuchungen mit einer mit Kraftmessdose ausgestatteten Kokille mit der Legierung $\text{AlCu5Mn0.4Mg0.25Ti}$ (B206) hat D'Elia [74, S. 157] festgestellt, dass die Warmrisse im Festphasenbereich zwischen 85 und 87 % entstehen. In der Literatur herrscht somit keine Einigkeit über die für Warmrisse kritischen Festphasenbereiche. Dies lässt sich dadurch erklären, dass sich die Höhe der für die Warmrissprüfung vorsätzlich erzeugten Spannungen bei den verwendeten Messverfahren unterscheiden und die Gussteile entsprechend stärker oder schwächer belastet werden. Zudem ist davon auszugehen, dass sich die Begleitelemente in der Restschmelze, die Abkühlungsbedingungen und die Korngrößen in den Gussproben unterscheiden und damit den Zeitpunkt der Warmrissentstehung beeinflussen.

Die interdendritische Speisung kann durch einen hohen Anteil eutektischer Restschmelze verbessert werden, da diese bei gleichbleibender Temperatur und glattwandig als letzte Phase erstarrt [14, 67]. Zudem stehen mehr Speisungskanäle bis zur Erreichung der eutektischen Temperatur zur Verfügung, je höher der Anteil an Restschmelze ist [14]. Die bei AlCu-Legierungen stark ausgeprägte Seigerungsneigung fördert die Bildung von Restschmelze und so tritt bereits bei Cu-Gehalten ab 2 Gew.-% entartetes Eutektikum an den Korngrenzen und zwischen den Dendritenarmen auf [14, 18, S. 50-51, 75, S. 58]. Die Restschmelze ermöglicht zudem ein Ausheilen bereits entstandener Risse [14]. Die Restschmelze kann zugleich aber auch Auslöser für Warmrisse sein, wenn sie als dünner Grenzfilm auf den Körnern vorliegt und dadurch eine Kraftübertragung zwischen den Körnern verhindert [70, S. 250].

Je breiter das Erstarrungsintervall einer Legierung ist, desto höher ist grundsätzlich die Neigung zu Warmrissen. Bei einem breiten Erstarrungsintervall nimmt der Festphasenanteil über ein Temperaturintervall graduell zu und die Legierung verbleibt für längere Zeit in einem für Warmrisse kritischen Zustand [67]. Das Erstarrungsintervall ist am Punkt der maximalen Löslichkeit am größten und entsprechend sind die konventionell eingesetzten AlCu-Gusslegierungen mit 4-6 Gew.-% Cu äußerst warmissanfällig.

Prozessseitig haben D'Elia und Ravindran [76] an AlCu- und AlSiCu-Legierungen ermittelt, dass eine effektive Kornfeinung die Warmrissneigung reduzieren kann. Neben einer Verschiebung des Dendritenkohärenzpunktes zu späteren Zeitpunkten und damit verbundenen Verschiebung der für Warmrisse kritischen interdendritischen Speisung, können feine oder gar globulitische Körner in der Massenspeisungsphase aneinander abgleiten

und auftretende Spannung besser ausgleichen. Sigworth [77] beschreibt für eine mehrkomponentige AlCu5-Legierung eine effektive Reduzierung der Warmrissneigung bei einer Beschränkung des Ti-Gehaltes auf 0,05 Gew.-%, anstatt bis dato üblicher 0,15 Gew.-%. D’Elia und Ravindran [78] konnten diesen Effekt in eigenen Untersuchungen bestätigen. Neben der Kornfeinung hat die Abkühlungsgeschwindigkeit einen Einfluss auf die Warmrissneigung. So kann z.B. durch ein Vorheizen der Kokille auf eine für die verwendete Legierung geeignete Temperatur die Warmrissneigung reduziert werden [79]. Eine starke Überhitzung der Schmelze hingegen hat einen negativen Einfluss auf die Warmrissneigung [14].

3.2.6 Einfluss von Legierungselementen

Mit dem Zusatz weiterer Elemente zum Legierungssystem AlCu können gezielt Eigenschaften verändert werden. Dabei hängt der Einfluss der zugesetzten Elemente von ihren Anteilen und ihren Wechselwirkungen untereinander ab. Im Folgenden wird zuerst dargestellt, welchen Einfluss einzelne Elemente X in einem ternären AlCuX-System auf die in dieser Arbeit untersuchten Eigenschaften haben. Im Anschluss daran wird auf vereinzelte bekannte Wechselwirkungen eingegangen.

Cu führt als Hauptlegierungselement in Al-Legierungen aufgrund der zuvor beschriebenen Aushärtungsmechanismen zu sehr hohen erreichbaren Festigkeiten. Die starke Seigerungsneigung des Elementes verursacht zudem, wenn die Erstarrung im Ungleichgewicht erfolgt – wie das bei Formguss üblich ist – eine Verschiebung der Löslichkeitsgrenze zu niedrigeren Cu-Gehalten. Dadurch tritt bei AlCu-Legierungen auch bei Zusammensetzungen unterhalb der Löslichkeitsgrenze ein Eutektikum auf, dessen Anteil mit Zunahme der Erstarrungsgeschwindigkeit zunimmt [18, S. 50-51].

3.2.6.1 Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften

Ein positiver Einfluss auf Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung wird u.a. durch die Zugabe von Mg, Ag, Ni, Zr, Li, Sn, Co und Mn erreicht. Eines der wichtigsten Legierungselemente im AlCu-System ist Mg. Es macht die AlCu-Legierungen durch die Bildung der Phase Al_2CuMg (S-Phase) kaltaushärtbar und führt zu einer hohen Bruchzähigkeit [9, S. 118]. Bei einer Warmaushärtung fördert Mg die Aushärtbarkeit [80, S. 22]. Ein zusätzliches Legieren von Si erhöht die Stabilität des übersättigten Mischkristalls bei Raumtemperatur [9, S. 122]. Allerdings fördert Mg die Cu-Diffusion im Aluminiummischkristall und reduziert damit die thermische Stabilität der Al_2Cu -Phase [61].

Mn erhöht in Aluminiumlegierungen aufgrund des niedrigen Diffusionskoeffizienten und der niedrigen Löslichkeit von 1,3 Gew.-% durch Bildung thermisch stabiler Phasen die Warmfestigkeit [9, S. 126, 60, 81, S. 46]. Untersuchungen von Gutiérrez et al. [82] haben auch gezeigt, dass sich Mn-haltige AlCu-Mischphasen während der Auslagerung langsamer auflösen als bei Mn-freien AlCu-Legierungen. Zudem führt ein Zulegieren von Mn zu einer Veränderung der Morphologie der intermetallischen Phase Al_3Fe von der schädlichen β - zur bevorzugten α -Morphologie. β - Al_3Fe -Phasen treten als platten- und nadel-förmige Phasen auf und verursachen durch ihre Morphologie eine Verschlechterung der mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften [83, S. 1205]. Eine Mn-Zugabe kann dazu führen, dass sich zu bevorzugende α -Al(Fe,Mn)-Phasen mit chinesenschriftartiger Morphologie bilden [84]. Fe ist in Sekundärlegierungen als Verunreinigung kaum zu verhindern, sollte jedoch aufgrund dieses negativen Einflusses möglichst gering gehalten werden.

Ni bildet in Aluminiumlegierungen bevorzugt intermetallische Phasen (Al_3Ni , Al_3CuNi , $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$, Al_9FeNi) mit hoher thermischer Stabilität bis 535 °C [13, 85, S. 34-35]. Gleichzeitig führt die Bildung dieser Phasen aber auch zu einer Bindung des Cu, sodass dieses nicht mehr zur Ausscheidungshärtung durch Al_2Cu -Phasen zur Verfügung steht und somit die maximal erreichbare Festigkeit durch den Ni-Zusatz sinkt [85, S. 330, 86]. Untersuchungen von Klan [87] an AlCu-Legierungen ergaben durch Ni eine erhöhte Bruchdehnung sowie reduzierte Dehngrenze und Härte. In Bezug auf die Warmfestigkeit von AlCu-Legierungen führt der Ni-Zusatz zu einer Reduktion der Diffusionsgeschwindigkeit des Cu im Aluminiummischkristall [13]. Für die Wärmebehandlung bedeutet dies, dass längere Lösungsglüh- und Warmauslagerungszeiten zur Erzielung maximaler Festigkeiten erforderlich sind und dass eine Vergrößerung der Al_2Cu -Phasen während der Warmauslagerung verzögert wird.

Das Leichtmetall Li führt in AlCu-Legierungen zu einem höheren Elastizitätsmodul und ermöglicht zudem durch Zulegieren von bis zu 2,5 Gew.-% eine Reduktion des spezifischen Gewichts um bis zu 10 % [9, S. 119], findet aber aufgrund des Preises lediglich im Flugzeugbau Anwendung. Positive Effekte auf die mechanischen Eigenschaften sind auch durch kleinste Zugabemengen von Ag in Verbindung mit Mg, Sn, Sc und Zr erzielbar, da diese die heterogene Keimbildung der Θ' -Phase fördern. Dadurch tritt die Phase feiner und gleichmäßiger verteilt auf, was sowohl eine Zunahme der Aushärtungsgeschwindigkeit als auch des Aushärtungsgrades fördert [37, S. 50-51]. Die Zugabemengen bewegen

sich dabei in Bereichen von 0,05 Gew.-% für Sn, 0,1 Gew.-% für Ag und 0,2 Gew.-% für Sc [37, S. 51-52].

Co-Zusätze führen zu einer Erhöhung der Härte und der Warmfestigkeit [88] und können laut Cheverikin et al. [83, S. 1206-1207] die Anfälligkeit für Warmrisse reduzieren. Die Forscher haben in ihren Untersuchungen an Fe- und Co-haltigen Al-Legierungen festgestellt, dass feinverteiltes $\text{Al}_9(\text{Fe,Co})_2$ -Eutektikum auftritt, das ihrer Annahme nach zu einer Reduktion der Warmrissneigung führt.

3.2.6.2 Einfluss auf die Warmrissanfälligkeit

Bei einer Si-Zugabe von bis zu 1,2 Gew.-%, so ergeben Untersuchungen von Haghdadi et al., kann die Warmrissanfälligkeit bei AlCu-Legierungen reduziert werden [89]. Auch Ce reduziert die Warmrissanfälligkeit, was möglicherweise auf eine Herabsetzung der Oberflächenspannung des Schmelze zurückzuführen ist, denn Xie et al. [90] berichten in ihren Untersuchungen an AlCuCe-Legierungen von einer verbesserten Speisungsfähigkeit und niedrigeren Warmrissanfälligkeit bei bis zu 4 Gew.-% Ce. Laut Untersuchungen von Spittle und Cushway [14] weisen AlCu-Legierungen mit einem Cu-Gehalt $> 7,0$ Gew.-% eine geringere Warmrissneigung auf, da der Volumenanteil eutektischer Phase deutlich höher ist, interdendritische Speisung ermöglicht wird und bereits entstandene Risse ausgeheilt werden können. Negativ auf die Warmrissanfälligkeit wirken sich sowohl Fe, aufgrund der ungünstigen Morphologie der zuvor erwähnten β -Phase, als auch geringe Gehalte Mg aus [91]. Kornfeinend wirkende Legierungselemente, wie z.B. Ti, Zr, Sc und V beeinflussen die Warmrissneigung primär über die Korngröße, weshalb diese Elemente im Abschnitt 3.2.6.4 Einfluss auf die Kornfeinung behandelt werden.

3.2.6.3 Einfluss auf die elektrische Leitfähigkeit

In binären AlX-Gusslegierungen setzen die Elemente Cr, Li, Mn, V, Zr und Ti die elektrische Leitfähigkeit deutlich herab, während die Elemente Cu, Co und Ni kaum einen Einfluss haben. Der Einfluss der Elemente in Reinaluminium wurde von Nachtigall und Lang [92] in binären Aluminiumlegierungen mit unterschiedlichen Elementgehalten untersucht (s. Abbildung 11).

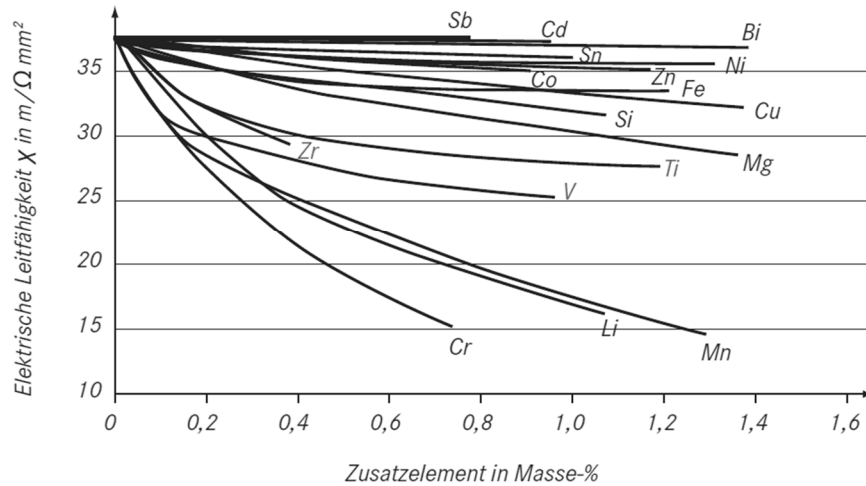


Abbildung 11 Elektrische Leitfähigkeit binärer Legierungen aus Reinaluminium im Gusszustand (Abbildung aus [93], Primärquelle [92])

3.2.6.4 Einfluss auf die Kornfeinung

Die Zugabe von Ti, und das gilt für fast alle Aluminiumlegierungen, führt zur Ausbildung eines feinkörnigen Gefüges. Diese Wirkung kann insbesondere durch eine B-Zugabe verstärkt werden [76].

Zr setzt die Wirkung von TiB-basierten Kornfeinungsmitteln herab. Bei Zr ist der negative Einfluss auf eine sogenannte „Vergiftung“ der TiB-Partikel zurückzuführen. Über den zuvor beschriebenen wachstumshemmenden Einfluss gelöster Elemente wird die Korngröße zusätzlich beeinflusst.

3.2.7 Thermophysikalische Eigenschaften

Die thermophysikalischen Eigenschaften sind wichtige Kenngrößen, wenn es um die Werkstoffauswahl und konstruktive Auslegung thermisch hoch belasteter Bauteile geht. Zu den thermophysikalischen Eigenschaften zählen u.a. die Temperaturleitfähigkeit α , die spezifische Wärmekapazität c_p , die Wärmeleitfähigkeit λ und die temperaturabhängige Dichte $\rho(T)$.

Die Temperaturleitfähigkeit α (in m^2/s) ist ein Maß für die Fähigkeit eines Materials sich einer Temperaturänderung anzupassen und beschreibt den instationären Wärmetransport. Die spezifische Wärmekapazität c_p (in $\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$) ist ein Maß für die Fähigkeit eines Materials Wärmeenergie zu speichern. Für reines Aluminium liegt dieser Wert bei $900 \text{ J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$ [94, S. 737]. Die Dichte ρ (in kg/m^3) von Aluminium beträgt bei Raumtemperatur $2,7 \text{ g}/\text{cm}^3$, wird beschrieben als Masse pro Volumen und ist temperaturabhängig. Die Wärmeleitfähigkeit (λ in $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$) ist eine material- und temperaturabhängige

Größe und beschreibt die Leistung des Transports von Wärmeenergie in Abhängigkeit von der angelegten Spannung und der Temperaturdifferenz.

Diese zuvor genannten thermophysikalischen Größen lassen sich durch den folgenden Zusammenhang beschreiben [95]:

$$\alpha = \frac{\lambda}{c_p \cdot \rho} \quad (1)$$

Der Wärmetransport erfolgt in Materialien über Phononen und freie Elektronen, wobei in Metallen der Wärmetransport über Elektronen dominiert [96, S. 79, 97, S. 70-71]. Aufgrund desselben Trägers lässt sich der Zusammenhang zwischen elektrischer und Wärmeleitfähigkeit über das *Wiedemann-Franz Gesetz*

$$\frac{\lambda}{\sigma} = L \cdot T \quad (2)$$

mit der Proportionalitätskonstante $L = 2,44 \cdot 10^{-8} \text{ W}\Omega/\text{K}^2$ (Lorenz-Zahl) und der elektrischen Leitfähigkeit σ beschreiben [98, S. 357].

Auf atomarer Ebene ist die Leitfähigkeit von Metallen auf die metallische Bindung der Atome zurückzuführen. Charakteristisch für die metallische Bindung ist die Bildung eines sogenannten „Elektronengases“, das sich aus den Valenzelektronen der beteiligten Metallatome bildet und für den Zusammenhalt der Atomrümpfe sorgt [97, S. 9]. Gleichzeitig sorgen die im Elektronengas frei beweglichen Valenzelektronen dafür, dass eine hohe elektrische und thermische Leitfähigkeit besteht [99, S. 57].

Die elektrische Leitfähigkeit verändert sich mit der Temperatur des Materials, da die mit steigender Temperatur zunehmenden Schwingungsamplituden der Atome zu einer erhöhten Hinderung des Elektronenflusses und damit zur Abnahme der Leitfähigkeit führen [99, S. 57]. Weitere Faktoren, die den elektrischen Widerstand eines Materials erhöhen, sind Gefügedefekte, wie z.B. Versetzungen, Gitterverzerrungen durch gelöste Elemente oder Ausscheidungen, Lunker oder Porosität [32, S. 468, 99, S. 57]. Die Defekte hindern die Elektronen daran, das Gefüge ohne Verluste passieren zu können. Den größten Einfluss haben im Aluminiummischkristall gelöste Elemente [100, S. 64-65], d.h. bei Maximierung des Anteils gelöster Cu-Atome im Mischkristall ist die Störung der thermischen Leitfähigkeit am größten. Mit der Entmischung des Mischkristalls, also der Bildung von Al_2Cu -Ausscheidungen aus dem übersättigten Mischkristall heraus und mit zunehmendem Reifegrad der Ausscheidungen, nimmt die thermische Leitfähigkeit zu [101, S. 49].

In Bezug auf die Morphologie der Korngrenzphasen ist für die Leitfähigkeit, da sie geometrieabhängig ist, die Summe der Leitfähigkeiten der einzelnen Phasen entscheidend. Zudem hängt die Leitfähigkeit vom Anteil der Phasen am Gesamtvolumen ab und ob eine schlecht oder gut leitende Phase ein zusammenhängendes Netzwerk bildet [18, S. 525].

3.3 Statistische Versuchsplanung

Eine übliche Vorgehensweise bei Versuchsdurchführungen ist, dass die relevantesten Eingangsgrößen einzeln nacheinander variiert werden. Diese Vorgehensweise wird „one-factor-at-a-time“-Methode (OFAT) genannt und ist schematisch in Abbildung 12 zu sehen. Sobald für eine Eingangsgröße A eine Einstellung gefunden ist, die das beste Ergebnis liefert, wird unter Beibehaltung dieser Einstellung für die Größe A mit einer Eingangsgröße B genauso verfahren. Diese Vorgehensweise bei Versuchsdurchführungen ist in der Praxis sehr häufig vertreten, da sie unmittelbar verständlich und einfach auswertbar ist. Allerdings können beim OFAT keine Wechselwirkungen zwischen den Eingangsgrößen berücksichtigt werden und optimale Ergebnisse werden, wenn überhaupt, nur durch Zufall ermittelt [102].

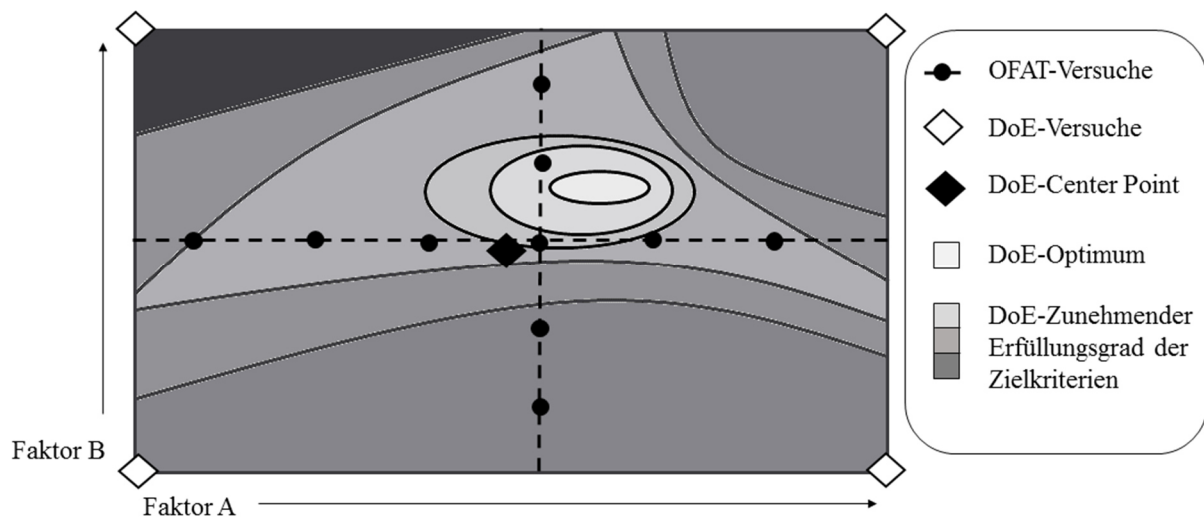


Abbildung 12 Schematische Darstellung der Versuchstypen OFAT (one-factor-at-a-time) und DoE (Design of Experiments) in einem zweidimensionalen Versuchsraum

Demgegenüber steht die statistische Versuchsplanung (engl. Design of experiments, DoE), bei der im Vordergrund steht, mit einer möglichst geringen Anzahl an Versuchen eine Aussage über den Einfluss verschiedener Eingangsgrößen (*auch*: Faktoren) auf eine oder mehrere Zielgrößen treffen zu können [103, S. 12]. Die statistische Versuchsplanung ermöglicht eine systematische Auswertung trotz gleichzeitig variierteter Eingangsgrößen.

Durch die parallele Veränderung von und Interpolation zwischen den Eingangsgrößen ist es möglich, den Einfluss der Eingangsgrößen einzeln, aber auch deren Wechselwirkungen miteinander zu ermitteln. Darüber hinaus kann der Einfluss von Störgrößen auf das Messergebnis systematisch aufgedeckt werden [104, S. 33]. Somit handelt es sich beim DoE um ein geeignetes Werkzeug, um mit relativ geringem Aufwand möglichst viele Informationen und Abhängigkeiten eines Systems aufzudecken [105]. In Abbildung 12 ist zu sehen, dass die wenigen notwendigen DoE-Versuche, mit Rauten gekennzeichnet, auf den Eckpunkten des Versuchsraums liegen, ergänzt um einen sogenannten Center Point, der im Mittelpunkt des Versuchsraums liegt.

Die anschließende Analyse simultan variiertter Eingangsgrößen gelingt durch die Verwendung eines multiplen linearen Regressionsmodells, das dem Versuchsplan zugrunde liegt. Dieses bildet die Zusammenhänge zwischen den unabhängigen Eingangsgrößen und der Zielgröße ab und ermöglicht eine Regression der zu erwartenden Ergebnisse an jedem beliebigen Punkt innerhalb des Versuchsraums. Die Zielgröße y_i ist, im Falle eines linearen Modells, abhängig von den Eingangsgrößen x_{ik} , in Verbindung mit den zu ermittelnden Regressionsparametern β_k und einer Störgröße u_i :

$$y_i = \beta_0 + x_{i1}\beta_1 + x_{i2}\beta_2 + \dots + x_{ik}\beta_k + u_i \quad (3)$$

Sollen im Modell zudem Wechselwirkungen zwischen den Eingangsgrößen berücksichtigt werden, muss das Modell um entsprechende Wechselwirkungsterme ergänzt werden. Im Fall eines zweistufigen Versuchsplan mit drei Eingangsgrößen, gilt für das lineare Modell dann folgender Zusammenhang [106]:

$$y = \beta_0 + x_1\beta_1 + x_2\beta_2 + x_3\beta_3 + \beta_{12}x_1x_2 + \beta_{13}x_1x_3 + \beta_{23}x_2x_3 + \beta_{123}x_1x_2x_3 + u \quad (4)$$

Mit jeder weiteren Eingangsgröße, die hinzukommt, wird das Modell entsprechend erweitert.

3.3.1 Grundlagen für eine Versuchsaufstellung

Für die Aufstellung eines statistischen Versuchsplans gilt es folgende Parameter festzulegen:

- Eingangsgrößen
- Einstellungen der Eingangsgrößen
- Center Points
- Art des Versuchsplans
- Zielgrößen

Die *Eingangsgrößen* haben einen unmittelbaren Einfluss auf eine Zielgröße und sollen mithilfe der statistischen Versuchsplanung gezielt untersucht werden. In der Gießertechnik handelt es sich bei den Parametern chemische Zusammensetzung, Gießtemperatur, Kokillentemperatur, Gießgeschwindigkeit, Formstoff, Formfüllzeit usw. um mögliche Eingangsgrößen, die auf die Zielgröße „Gussteilqualität“ Einfluss nehmen. Weitere Einflüsse auf ein System können von sogenannten Störgrößen ausgehen, die vorab bekannt sein und über alle Versuche möglichst reduziert oder zumindest konstant gehalten werden sollten. Zu möglichen Störgrößen zählen in der Gießertechnik u.a. Luftfeuchtigkeit, Umgebungstemperatur, Gießgeschwindigkeit, Verunreinigungen der Einsatzstoffe.

Die *Einstellung der Eingangsgrößen* kann quantitativer oder qualitativer Natur sein [103, S. 15]. Um beim Beispiel der Gießversuche zu bleiben, wären bei der Untersuchung des Einflusses des Formstoffs, wenn zwischen bentonitgebundenen und furanharzbasierenden Formstoffen variiert wird, die Stufen qualitativer Art. Bei quantitativen Stufen wird beispielsweise bei Betrachtung der chemischen Zusammensetzung der Gehalt der Legierungselemente verändert. Die Einstellung der Stufen sollte so gewählt sein, dass ein möglichst großer Versuchsraum aufgespannt wird, denn eine Extrapolation über den Versuchsraum hinaus ist nicht zulässig, d.h. Vorhersagen dürfen nur innerhalb der gesetzten Grenzen getroffen werden.

Center Point-Versuche dienen der Überprüfung der Plausibilität und der Reproduzierbarkeit der erzielten Ergebnisse und sollten mehrfach geprüft werden. Sie sind insbesondere notwendig, wenn die Eingangsgrößen lediglich in zwei Einstellungen, also zweistufig variiert werden. Anhand der Center Points kann überprüft werden, ob ein linearer Zusammenhang zwischen Eingangs- und Zielgrößen besteht [105]. Zeigt sich bei der Auswertung, dass ein Center Point von einer linearen Regressionslinie abweicht, bedeutet dies, dass mindestens eine der Eingangsgrößen keinen linearen Einfluss auf die Zielgrößen hat.

Die *Art des Versuchsplans* legt den Versuchsumfang und die Auswertungsmöglichkeiten fest. Zwei Beispiele für mögliche Versuchspläne mit drei Faktoren sind in Abbildung 13 dargestellt, wobei die roten Punkte in den Versuchsraumecken die durchzuführenden Einzelversuche und die grauen Punkten Center Points darstellen. Da die Faktoren nur in zwei Einstellungen geprüft werden, handelt es sich um sogenannte zweistufige Versuchsräume.

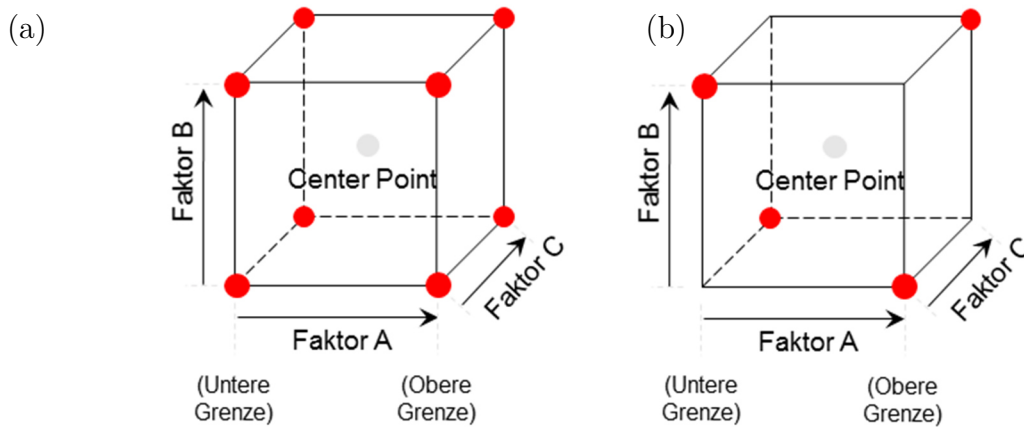


Abbildung 13 Darstellung eines vollfaktoriellen (a) und eines teilfaktoriellen (b) Versuchsplans bei drei Eingangsgrößen (Faktoren) und zwei Stufen mit jeweils einem Center Point

Für die Berechnung der Versuchsanzahl bei einem 2-stufigen vollfaktoriellen Versuchsplan gilt der folgende Zusammenhang:

$$2^{\text{Anzahl Faktoren}} = \text{Anzahl Versuche} \quad (5)$$

Bei drei Faktoren, die jeweils auf zwei Stufen variiert werden (s. Abbildung 13(a)), ergeben sich somit $2^3 = 8$ Einzelversuche. Da die Versuchsanzahl mit der Anzahl an Faktoren exponentiell ansteigt, kann es u.U. sinnvoll sein, einen teilfaktoriellen Versuchsplan mit reduzierter Versuchsanzahl aufzubauen, wie einer in Abbildung 13(b) zu sehen ist. Bei teilfaktoriellen Versuchsplänen sind jedoch die sogenannten Haupteffekte, also die individuellen Effekte der Eingangsgrößen, mit den Wechselwirkungen (Stufe III) oder die Wechselwirkungen untereinander vermengt (IV) [106, S. 64]. Bei vollfaktoriellen Versuchsplänen ist eine Auflösung der Stufe V möglich, sodass eine Auswertung der Haupteffekte sowie aller Wechselwirkungen zwischen zwei Faktoren möglich ist.

Neben linearen teil- oder vollfaktoriellen Versuchsplänen gibt es Designs, die quadratische Zusammenhänge abbilden können, wie z.B. das Central-Composite- (CCD) oder das Box-Behnken-Design (BBD). Beim Box-Behnken-Design liegen die Versuchspunkte auf den Würfelkanten, sodass bei drei Faktoren insgesamt zwölf Versuche geplant und durchgeführt werden müssen [106, S. 42-43]. Beim Central-Composite-Design sind ebenfalls zwölf Versuche notwendig, wobei zusätzlich zu den acht Versuchen auf den Würfecken je ein Versuch pro Würfelfläche hinzukommt, der sich zentriert oberhalb der jeweiligen Würfelfläche befindet. Das CCD ist zudem geeignet, ein bereits bestehendes lineares, vollfaktorielles Modell zu erweitern [106, S. 40]. Weitere Arten von Versuchsplänen und Informationen sind u.a. in [105] und [103] zu finden.

Die in den Versuchen zu ermittelnden Ergebnisse, die *Zielgrößen*, die für die Versuchsauswertung und -interpretation herangezogen werden, sollten zu Beginn der Versuchsreihe weitestgehend feststehen, damit diese durchgängig ermittelt werden können. Insofern Ergebnisse *ex situ* bestimmt werden können, ist es auch möglich, diese nach Beendigung der Versuchsreihe noch hinzuzufügen. Eingangsgrößen, Stufen und Art des Versuchsplans sind nachträglich nicht veränderbar, sondern maximal erweiterbar. Als Zielgrößen können bei der Legierungsentwicklung für Gussanwendungen u.a. die folgenden Eigenschaften dienen:

- Quasi-statische mechanische Eigenschaften
- Zyklische Eigenschaften
- Kriechverhalten
- Mechanische Eigenschaften unter Temperatureinfluss
- Gießbarkeit
- Behandelbarkeit der Oberfläche
- Schweißbarkeit
- Korrosionsneigung

Das Ziel der Versuchsplanung ist eine ausgewogene Kombination anforderungsgerechter Eigenschaften zu finden. Da nicht alle Faktorstufen und -kombinationen gleichwertig zu einer Optimierung der Zielgröße führen, muss ein bestmöglicher Kompromiss gefunden werden [103, S. 19].

3.3.2 Auswertung eines statistischen Versuchsplans

Im Rahmen der Auswertung der Versuche erfolgt eine Überprüfung und Anpassung des zugrunde liegenden Modells. Als erstes werden die Versuchsergebnisse gesammelt, zusammengeführt und auf mögliche Messfehler und Ausreißer hin untersucht. Ob die Ergebnisse normalverteilt sind, kann mittels eines Histogramms geprüft und ob es Ausreißer gibt, kann über die Verteilung der Residuen in einem Residuals Normal Probability Plot graphisch ermittelt werden.

Im nächsten Schritt wird die Güte des Modells anhand von vier wichtigen statistischen Größen beurteilt, die in der klassischen Varianzanalyse (*auch*: ANOVA) Anwendung finden. Unabhängig davon, ob Center Points in mehreren Wiederholungen geprüft wurden, können sowohl das Bestimmtheitsmaß R^2 als auch die Vorhersagefähigkeit über *PRESS* (Predicted Residual Sum of Squares) bestimmt werden [106, S. 236-237]. Liegen wiederholte Center Points vor, können zudem die sogenannte Modellvalidität über den Lack of Fit und den reinen Fehler sowie die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse ermittelt werden

[107]. Für ein besseres Verständnis der zu ermittelnden Gütekriterien ist in Abbildung 14 eine schematische Darstellung der Messwerte, Mittelwerte, Residuen, Modellschätzer und Modellschätzer für *PRESS* dargestellt.

Bei der multiplen linearen Regression erfolgt die Modellanpassung mit dem Ziel der Minimierung der Quadratsummen der Residuen (*engl.* residual sum of squares, *RSS*) [108, S. 111]:

$$RSS = \sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2 \quad (6)$$

Wenn $RSS=0$, bedeutet das, dass der Anteil nicht erklärter Residuen Null ist und das Modell das Ergebnis vollständig erklären kann.

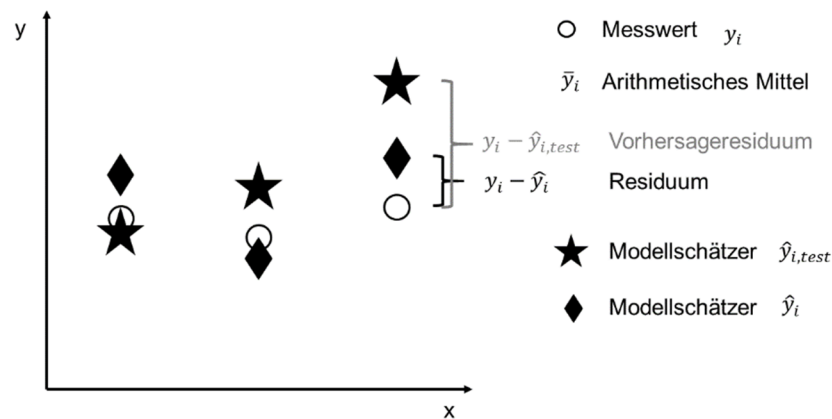


Abbildung 14 Übersicht über die zu bestimmenden Messwerte und Residuen zur Beurteilung der Modellqualität (in Anlehnung an Darstellung aus [107])

Das Bestimmtheitsmaß R^2 ist eine wichtige Kennzahl zur formalen Beurteilung der Anpassungsgüte einer Regression und gibt Auskunft darüber, ob eine Vorhersage der Zielvariablen möglich ist. R^2 kann Werte zwischen 0 und 1 annehmen und stellt das Verhältnis aus der durch die Regression erklärten Varianz zur gesamten zu erklärenden Varianz dar:

$$R^2 = 1 - \frac{RSS}{TSS} \quad (7)$$

Je näher der Wert an 1 liegt, desto größer ist der Anteil an Varianz, der durch das Modell erklärt werden kann [109, S. 313-315]. Die totale Quadratsumme (*engl.* total sum of squares, *TSS*) beschreibt die gesamte Variation der abhängigen Variablen y_i und berechnet sich folgendermaßen [106, S. 111]:

$$TSS = \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2 \quad (8)$$

Der Predicted Residual Sum of Squares-Test (*PRESS*-Test) wird als Qualitätsmerkmal herangezogen, um zu prüfen, ob das Modell für die vorgesehene Prognose geeignet ist. Dazu wird eine Kreuzvalidierung durch Aufteilung aller Daten in n Anteile und anschließende Neumodellierung mit $n-1$ Anteilen der Daten durchgeführt. Der ausgelassene Anteil wird prognostiziert, mit den tatsächlichen Ergebnissen abgeglichen und so RSS_{test} berechnet. Je niedriger RSS_{test} liegt, desto besser ist die Vorhersage des Modells [106, S. 315-316]. *PRESS* berechnet sich entsprechend nach folgender Formel [107]:

$$PRESS = \sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_{i,test})^2 \quad (9)$$

In der hier verwendeten Software¹ wird der Kennwert *PRESS* in den sogenannten Q^2 -Wert umgerechnet, um mit dem Bestimmtheitsmaß vergleichbar zu sein. Q^2 ist grundsätzlich kleiner als R^2 , sollte aber möglichst nah an R^2 liegen, um eine gute Modellqualität sicherzustellen. Die Berechnung erfolgt entsprechend [107]:

$$Q^2 = 1 - \frac{PRESS}{TSS} \quad (10)$$

Die Modellvalidität gibt an, ob ein Modell weiter verbessert werden kann. Hierzu wird der *RSS*-Wert, der anhand der Messwerte y_j des Center Points in r Wiederholungen berechnet wird, aufgeteilt in einen reinen Fehler (*engl.* pure error, *pe*), der durch die Messdaten verursacht ist, und der fehlerhaften Anpassung, (*engl.* Lack of Fit, *LoF*), die vom Modell verursacht wird [107]:

$$RSS = SS_{LoF} + SS_{pe} \Leftrightarrow SS_{LoF} = RSS - SS_{pe} \quad (11)$$

Die Quadratsumme des reinen Fehlers SS_{pe} wird dabei anhand der Wiederholer y_j mit der Anzahl r und dem aus den Wiederholern gebildeten Mittelwert \bar{y}_{center} berechnet:

$$SS_{pe} = \sum_{j=1}^r (y_j - \bar{y}_{center})^2 \quad (12)$$

Der reine Fehler wird als Wiederholerfehler bezeichnet und aus den Center Point-Versuchen bestimmt, wenn der CP in mehr als zwei Wiederholungen geprüft wurde. Entspricht der Lack of Fit dem reinen Fehler, kann das Modell nicht weiter verbessert werden. Sobald $SS_{LoF} > 0,25$ ist, weist das Modell eine ausreichende Validität auf [107].

¹ Software MODDE, Version 10.1.1

Die Reproduzierbarkeit des Modells ist, wie auch die Modellvalidität, nur bestimmbar, wenn ein Center Point in mehrfacher Wiederholung geprüft wurde, und wird in der klassischen Varianzanalyse als f-Test bezeichnet. Beim f-Test werden zwei Varianzen zweier Gruppen, d.h. die Gesamtheit der Einzelversuche und die Gesamtheit der Center Points, einander gegenübergestellt [108, S. 127]. Bei einem guten Modell ist die Reproduzierbarkeit $> 0,5$ [110, S. 96]. Gebildet wird der Kennwert aus der Streuung der Wiederholer im Verhältnis zur gesamten Streuung der Versuche [107]:

$$\text{Reproduzierbarkeit} = 1 - \frac{\frac{1}{r-1} \sum (y_{i,center} - \bar{y}_{center})^2}{\frac{1}{n-1} \sum (y_i - \bar{y})^2} = \frac{\frac{1}{r-1} SS_{pe}}{\frac{1}{n-1} TSS} \quad (13)$$

4 Praktische Untersuchungen für eine Legierungsentwicklung

Eine Weiterentwicklung der AlCu-Gusslegierungen in Richtung einer Anwendung für thermisch und mechanisch hochbelastete Komponenten bedingt die Formulierung konkreter Entwicklungsziele. Für die vorliegende Arbeit werden basierend auf den eingangs genannten Vorteilen und Einschränkungen dieses Legierungssystems folgende anwendungsnahe Teilziele formuliert:

- Verbesserung der Gießbarkeit
- Verbesserung der Festigkeit bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur
- Verbesserung der Wärmeleitfähigkeit

Die Verbesserung der Gießbarkeit umfasst dabei die Entwicklung in Richtung einer hohen Warmrissbeständigkeit und eines guten Fließ- und Formfüllungsvermögens, damit eine defektarme Verarbeitung der Legierung in sowohl Sand- als auch Kokillenguss möglich ist.

Die Verbesserung der Festigkeit soll auf den Einsatz bei Raumtemperatur und bei Betriebstemperaturen bis 300 °C abzielen und heißt konkret eine Erzielung guter quasi-statischer mechanischer Eigenschaften, sodass die Legierung für den Einsatz in thermisch hoch beanspruchten Bauteilen, wie z.B. Zylinderköpfen, geeignet ist.

Die Verbesserung der Wärmeleitfähigkeit zielt auf ein hohes Vermögen des Werkstoffs ab, Wärme von einer Quelle wegzuleiten und damit den Einfluss thermisch bedingter Spannungszustände zu reduzieren.

4.1 Angewandte Untersuchungsmethoden

4.1.1 Gießversuche

Zur Beurteilung der Legierungsqualität werden die gießtechnologischen Eigenschaften in Gießversuchen anhand der Gießspirale (Kokillen- und Sandguss) und der Sternkokille überprüft. Darüber hinaus wird das Probenmaterial für die vorgesehenen Zugversuche in einer Stabkokille gegossen. Die Abkühlkurven werden mit Typ K-Thermoelementen in unterschiedlichen Probengeometrien aufgezeichnet: in einem vorgeheizten Stahltiegel mit 30 cm³ Fassungsvermögen und in einem Croningsand-Tiegel (QC 4080) der Firma Heraeus für Aluminiumguss mit 40 cm³ Fassungsvermögen. Die Aufzeichnung der Kurven erfolgt über einen Datenlogger und die Software PhaseLab (Version 4, Fa. Heraeus Electronite GmbH & Co. KG). Die Stahlkokillen (Sternkokille, Stabkokille) werden auf

300 °C, der Stahltiegel für die TA auf 250 °C und die Aluminiumkokille (Gießspirale) auf 100 °C vorgeheizt. Die Sandformen (Gießspirale, Croningsand-Tiegel) werden bei Raumtemperatur abgegossen.

Um die Versuchsergebnisse vergleichbar zu machen, liegen den Gießversuchen gleichbleibende Schmelz- und Gießparameter zugrunde (s. Tabelle 5). Geschmolzen wird in Graphittiegeln in widerstandsbeheizten Nabertherm-Öfen (Modell K2/13) in Chargen zu je 3,5 kg. Die Schmelzebehandlung erfolgt mit einem porösen Feuerfestspülstein, durch den Argongas der Reinheit 4.6 in die Schmelze eingeleitet wird, um Oxide und Wasserstoff auszutragen. Die Entgasungseffektivität wird mit einer Dichte-Index-Prüfung mit einem Zielwert von $< 2 \%$ kontrolliert. Die Vakuum-Proben erstarren in einem Dichte-Index-Prüfgerät der Fa. MK Industrievertretungen GmbH bei 80 mbar. Die Unterdruckdichteprobe sowie die unter atmosphärischem Druck erstarrte Probe werden an Luft und in Wasser ausgewogen, um deren jeweilige Dichte zu ermitteln. Die Berechnung des Dichte-Index erfolgt unter Bildung des Verhältnisses der Probendichten nach folgender Gleichung:

$$Dichte - Index = \frac{D_{atm} - D_{80mbar}}{D_{atm}} \cdot 100 \% \quad (14)$$

Je kleiner der Dichte-Index ist, desto geringer ist der Dichteunterschied zwischen den Proben, d.h. dass die Schmelze nur geringe Mengen an Oxiden und gelösten Wasserstoffs aufweist. Aus diesem Grund ist die Dichte-Index-Prüfung geeignet, die Schmelzequalität nach der Entgasung zu überprüfen.

Als Kornfeinungsmittel wird AlTi5B1 gewählt, da TiB₂-Partikel eine hohe Wirksamkeit in Aluminiumlegierungen gezeigt haben. Insbesondere das Kornfeinungsmittel der Zusammensetzung AlTi5B1 ist in der Industrie weit verbreitet und besteht aus TiAl₃, TiB₂ und gelöstem Ti [37, S. 102-103, 111]. Die Zugabemenge wird auf 0,1 Gew.-% AlTi5B1 in Anlehnung an die Untersuchungsergebnisse von Sigworth [77] festgesetzt. Die Kornfeinungsmittelzugabe erfolgt zehn Minuten vor dem ersten Abguss.

Die Kokillentemperaturen werden mit Typ K-Thermoelementen an repräsentativen Messpunkten überprüft und mit einer Genauigkeit von ± 3 K eingehalten.

Tabelle 5 Schmelz- und Gießparameter der durchgeführten Gießversuche [112]

| | |
|--|--------------------|
| Gießtemperatur | 760 °C |
| Spülgasbehandlung mit 4.6 Ar | 45 min |
| Ziel-Dichte-Index | < 2 % |
| Kornfeinungsmittel-Zugabe | 0,1 Gew.-% AlTi5B1 |
| Haltezeit nach Zugabe Kornfeinungsmittel | Mind. 10 min |
| Probenanzahl für Gussproben | Mind. 3 |

Die Gießspiralen werden ausgewertet, indem die Gussproben an ihren Außenkanten vermessen werden. Aufgrund des Temperaturunterschieds zwischen Schmelze und Form, kühlt die Schmelze während des Fließvorgangs zunehmend ab, wodurch die Viskosität der Schmelze zunimmt und sich entsprechend der Fließweg verringert. Die Länge, bis zu der die Form vollständig gefüllt ist, kann als Maßstab für das Fließvermögen herangezogen werden: je länger, desto höher ist das Fließvermögen. Die Weglänge der Gießspirale, wo die Form nicht vollständig gefüllt ist, wird als Vorlauflänge bezeichnet und gilt als Maß für das Formfüllungsvermögen. Dieses wird als höher bewertet, je kürzer die Vorlauflänge ist. Die Angabe des Formfüllungsvermögens erfolgt als Prozentsatz des Gesamtließweges [18].

*Tabelle 6 Übersicht über Formen und Anwendungen zur Charakterisierung verschiedener AlCu-Gusslegierungen
(Auszug aus [112])*

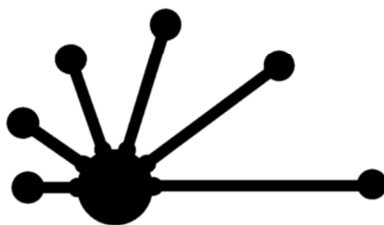
| Form | Anwendung | Formtemperatur |
|--|--|-------------------|
| Stabkokille (nach DIN 29531)  | Gussrohlinge für mechanische und thermophysikalische Eigenschaften: <ul style="list-style-type: none"> - Herstellung von Zugproben für Zugprüfungen - Herstellung von Proben für Messung der thermophysikalischen Eigenschaften | 300 °C |
| Gießspirale (Aluminium)  | Bestimmung der gießtechnologischen Eigenschaften: <ul style="list-style-type: none"> - Fließ- und Formfüllungsvermögen im Kokillenguss | 100 °C |
| Gießspirale (furanharzgebundener Sand; Geometrie wie Gießspirale aus Aluminium) | Bestimmung der gießtechnologischen Eigenschaften: <ul style="list-style-type: none"> - Fließ- und Formfüllungsvermögen im Sandguss | Raumtemperatur |
| Sternkokille  | Bestimmung der gießtechnologischen Eigenschaften: <ul style="list-style-type: none"> - Warmrissneigung | 300 °C |
| Stahltiegel und Croningsand-Tiegel  | Thermische Analyse: <ul style="list-style-type: none"> - Aufzeichnung von Abkühlungskurven mit einem Typ K-Thermoelement | 250 °C bzw. RT |

Die Warmrissneigung der Legierungen wird mit der Sternkokille untersucht und mit der sogenannten Warmrisszahl bewertet. In Abbildung 15 ist eine schematische Draufsicht der Kokille dargestellt. Die Warmrisse entstehen in den Armen zwischen dem Einguss (Mitte) und der kreisförmigen Ausbuchtungen am Ende. Aufgrund der Abhängigkeit der Warmrissentstehung von der auftretenden Belastung, treten die Risse zuerst im längsten Arm auf, da hier das erstarrende Material die größte Erstarrungskontraktion und damit Belastung erfährt.

Die Quantifizierung der Risse erfolgt nach dem abgebildeten Schema in Abbildung 15. Die Risse werden nach dem Abguss im erstarrten Zustand auf ihre Ausprägung hin untersucht. Je nach Rissart wird dann jeder Arm des Gussstücks mit einem Bewertungsfaktor versehen. Arme, die keine Risse aufweisen, werden mit 0 und vollständig gerissene Arme mit 1 bewertet. Die Warmrisszahl berechnet sich dann als Summe der Bewertungsfaktoren aller Arme eines Gussstücks.

Sternkokille

Bestimmung der Warmrissneigung



| Rissart | Risserscheinung | Bewertungsfaktor |
|--------------------|------------------------|-------------------------|
| Kein Riss | | 0,0 |
| Haarriss | | 0,25 |
| Sichtbarer Riss | | 0,5 |
| Umlaufender Riss | | 0,75 |
| Vollständiger Riss | | 1,0 |

Abbildung 15 Schematische Darstellung der Draufsicht auf die Sternkokille und das zugehörige Bewertungsschema der Rissarten

Von jeder Legierungsvariante werden die Abkühlungskurven in einem Stahltiegel mit einem Typ K Thermoelement für die thermische Analyse aufgezeichnet und anhand der 1. und 2. Ableitung manuell ausgewertet. Ermittelt werden Erstarrungskennwerte wie Solidus- und Liquidustemperatur, Rekaleszenz, Erstarrungsintervall und Phasenausscheidungstemperaturen.

4.1.2 Prüfung mechanischer Eigenschaften

Vor der Durchführung der Zugversuche wird das Gussmaterial einer Wärmebehandlung unterzogen. Das Lösungsglühen erfolgt in einem Umluftofen der Fa. Nabertherm GmbH (Modell N120/85HA), das Abschrecken in einem mit Heizstab temperierten Wasserbad

und die Warmauslagerung in Muffelöfen der Fa. Nabertherm (Modelltyp L5/R). Eine Übersicht über die Wärmebehandlungsparameter ist in Tabelle 7 aufgeführt.

Tabelle 7 Wärmebehandlungsparameter für Gussmaterial der Legierungen AlCu₄Ti(Mg), AlCuNiCoSbZr und Al-CuMnNiCe (in Anlehnung an [112])

| Prozessschritt | Prozess | Temperatur in °C | Haltedauer in h |
|----------------|-----------------------|---------------------|-----------------|
| I | Lösungsglühen | 495 | 2 |
| | | 505 | 2 |
| | | 530 | 8 |
| II | Abschrecken in Wasser | 60 | |
| III a | Warmauslagerung | bzw. 200 – 300 | 100 |
| III b | Überalterung* | 400 | 300 |

*Warmauslagerungstemperatur der Zugproben, die bei Raumtemperatur, 150 °C und 200 °C geprüft werden, beträgt 200 °C. Zugproben, die bei 250 °C bzw. 300 °C geprüft werden, werden bei 250 °C bzw. 300 °C ausgelagert.

Im ersten Schritt erfolgt ein Lösungsglühen, das stufenweise erfolgt, um das Risiko von Ansmelzungen der Phasen zu reduzieren. Im zweiten Schritt wird in einem 60 °C warmen Wasserbad abgeschreckt. Anschließend werden die Rohlinge für 10-100 Stunden bei mindestens 200 °C warmausgelagert. Die Proben, die bei > 200 °C geprüft werden, werden für 100 h bei Prüftemperatur ausgelagert, um die Proben vorzukonditionieren.

Im Anschluss an die Wärmebehandlung werden die Rohlinge zu Rundzugproben des Formats B6x30 (DIN 50125) gedreht und auf einer Universalprüfmaschine der Fa. Instron GmbH, die mit einer widerstandsbeheizten Ofeneinrichtung um die Probe inkl. Probenhalter ausgestattet ist, geprüft. Die Temperaturmessung erfolgt über ein Typ K-Kontaktthermoelement. Für die Bestimmung von Härtewerten werden Messungen nach Brinell mit einem Stahlkugeldurchmesser von 2,5 mm und einer Last von 31,25 kp an einem Universal-Härteprüfgerät durchgeführt.

4.1.3 Metallografische Untersuchungen

Die in dieser Arbeit dargestellten metallografischen Untersuchungen werden anhand von Lichtmikroskop-Schliffbildern (Lichtmikroskop Fa. Zeiss), Rückstreu- und Sekundärelektronen-Bildern aus dem Rasterelektronenmikroskop (REM; CamScan CS44 mit EDX) und Messungen mittels Mikrosonde erarbeitet. Anhand von Rückstreubildern im

REM (*engl.* back scattered electrons, BSE) können Phasen- und Elementanhäufungen im Gefüge und auf Bruchflächen identifiziert werden, während Sekundärelektronenbilder (*engl.* secondary electrons, SE) geeignet sind die Bruchflächentopologie zu analysieren.

Die Korngrößenbestimmung erfolgt mittels Linienschnittverfahren an Schliffbildern von zuvor im Barker-Verfahren elektrolytisch farbgeätzten Proben (30 s, 20 V, 35 %iger Tetrafluorborsäure). Dazu werden vier Schnittlinien (horizontal mittig, vertikal mittig, diagonal) eingezeichnet und die Anzahl geschnittener Korngrenzen an zehn Bildern bestimmt bzw. bis zu einer Anzahl von mindestens 500 Körnern pro Probe gezählt. Die Bestimmung des Phasenanteils wird entweder im Kontrastverfahren oder mittels Punkteausszählverfahren bestimmt. Beim Kontrastverfahren werden die unterschiedlichen Gefügekomponenten (Matrix, Porositäten, Phasen an Korngrenzen) in einer Bilderverarbeitungssoftware farblich hervorgehoben und anschließend ihr Anteil an der Gesamtfläche über Farbschwellwerte vermessen. Beim Punkteausszählverfahren werden pro Bild 1000 gleichmäßig verteilte Punkte ausgewählten Gefügekomponenten zugewiesen und deren jeweiliger Anteil bestimmt.

Die Untersuchung der Warmrisse erfolgt im REM, da dieses eine genaue Analyse der Bruchflächen inklusive einer qualitativen Bestimmung der Phasen ermöglicht. Ein für Warmrisse charakteristisches Bruchbild ist durch stark verzweigte Risse und frei liegende Dendriten gekennzeichnet. Die Risse sind häufig stark verzweigt und verursachen dadurch eine stark zerklüftete Bruchfläche, wie dies in einer Röntgenaufnahme eines Warmrisses gut erkennbar ist (Abbildung 16b). Frei liegende Dendriten, wie sie in Abbildung 16a zu sehen sind, sind kennzeichnend für einen interkristallinen Bruch und weisen auf eine mangelhafte Speisung der interdendritischen Bereiche während der Rissentstehung an. Zugleich zeigen sie, dass zum Rissentstehungszeitpunkt bereits ein Großteil des Materials erstarrt war.

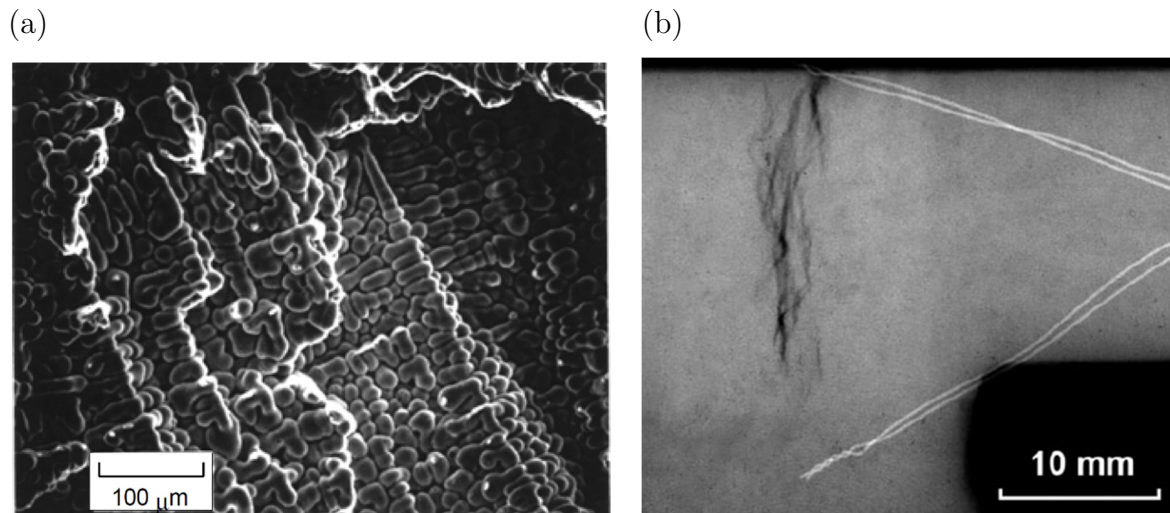


Abbildung 16 Charakteristische Eigenschaften von Warmrissen (a) frei liegende Dendriten in der Bruchfläche (REM-Aufnahme) [113] und (b) starke Verzweigung der Warmrisse (Röntgenbild) ([73])

4.1.4 Thermische Analyse

Die Abkühlungskurven werden in Stahltiegeln oder Croningsand-Tiegeln mit einem Datenlogger bei nominellen 10 Hz aufgezeichnet und an einen PC übertragen. Die Abkühlung erfolgt bei einer Abkühlungsgeschwindigkeit von $\sim 0,5 \text{ Ks}^{-1}$. Für die Glättung der Kurven wird das Glättungsverfahren nach Savitzky-Golay über 20 Punkte für die 1. Ableitung und 30 Punkte für die 2. Ableitung verwendet.

4.1.5 Thermodynamische Berechnungen

Es werden Berechnungen im Gleichgewicht und im Ungleichgewicht nach Scheil-Gulliver mit ThermoCalc (Datenbank TCAL4) durchgeführt. Dem Scheil-Gulliver Modell liegen die Annahmen zugrunde, dass keine Diffusion im Festen ($D_{\text{solid}}=0$), vollständige Diffusion im Flüssigen ($D_{\text{liquid}}=\infty$) vorliegt und an der Grenzfläche zwischen Flüssig- und Festphase Gleichgewicht herrscht [114, S. 434]. Da beim Kokillenguss die Erstarrung zügig erfolgt, ist das Scheil-Gulliver-Modell für Erstarrungsberechnungen geeignet [22, S. 730].

Mit Berechnungen im Gleichgewicht sollen die Einflüsse von Legierungselementen auf die maximal mögliche Löslichkeit von Cu im Mischkristall sowie auf das Erstarrungsintervall untersucht werden. Die Berechnungen im Ungleichgewicht werden herangezogen, um Vorhersagen darüber zu treffen, welche Phasen bei welchen Temperaturen in welchen Anteilen wahrscheinlich gebildet werden. Darüber hinaus wird das sogenannte Terminal Freezing Range (TFR) zur Warmrissvorhersage und die Entwicklung der chemischen Zusammensetzung der Restschmelze berechnet.

Für die Bestimmung des TFR wird der Festphasenanteil über der Temperatur aufgetragen und damit die Temperaturdifferenz ΔT in einem geeigneten Festphasenbereich berechnet. Aufgrund der divergierenden Literaturangaben, welcher Festphasenbereich anzuwenden sei, werden unterschiedliche Festphasenbereiche zwischen 80 und 98 % Festphasenanteil auf ihre Gültigkeit überprüft.

4.1.6 Thermophysikalische Eigenschaften

Zur Charakterisierung der thermophysikalischen Eigenschaften konventioneller AlCu-Gusslegierungen bei Temperaturen bis maximal 530 °C werden folgende Arbeiten durchgeführt:

- Messung der relativen Längenänderung $\frac{\Delta l}{l_0}$ im Dilatometer (bis 400 °C)
- Bestimmung der Dichte bei Raumtemperatur
- Messung der Temperaturleitfähigkeit a mit der Laserflash-Methode (bis 400 °C)
- Messung der spezifischen Wärmekapazität c_p durch Differential Scanning Kalorimetrie (bis 530 °C)

Diese thermophysikalischen Eigenschaften lassen sich entweder direkt oder indirekt bestimmen. Für die Wärmeleitfähigkeit gilt, dass direkte Messverfahren nur für Materialien anwendbar sind, die einen hohen Wärmeleitwiderstand, d.h. $\lambda \leq 1 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, aufweisen, da die Messverfahren eine Temperaturdifferenz zwischen den Probenenden erfordern [115]. Da Aluminium und Aluminiumlegierungen im Allgemeinen gut leitende Werkstoffe sind (mit $\lambda \geq 110 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$) [100, S. 200-201], kommt deshalb nur eine indirekte Bestimmung über andere thermophysikalische Größen infrage.

Der entsprechende Zusammenhang lässt sich aus Gleichung (1) ableiten und stellt sich folgendermaßen dar:

$$\lambda = a(T) \cdot c_p(T) \cdot \rho(T) \quad (15)$$

Die Temperaturleitfähigkeit kann unmittelbar mit dem Laserflash-Verfahren ermittelt werden. Dazu wird eine dünne, runde Probe (Probendurchmesser 10 mm, -höhe $< 1 \text{ mm}$) mit planparallelen Flächen benötigt, die in einer Vakuumkammer auf die gewünschte Temperatur erwärmt wird. Mittels einer Energiequelle, wie z.B. einer Blitzlampe (bis 400 °C) oder eines Lasers, wird eine der Probenseiten gezielt gleichmäßig über den gesamten Probenquerschnitt erhitzt, während ein Infrarot-Detektor an der gegenüberliegenden Probenseite die ankommende Temperatur misst [116]. Auf diese Weise kann die relative Temperaturänderung in Abhängigkeit von Zeit und Volumen gemessen werden.

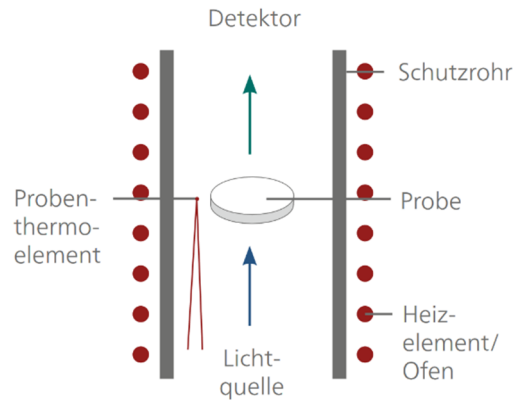


Abbildung 17 Prinzipieller Aufbau des Laserflash-Messverfahrens zur Messung der Temperaturleitfähigkeit eines Materials [117, S. 3]

Die spezifische Wärmekapazität kann entweder im Fallkalorimeter oder, wie in dieser Arbeit, im Differenzkalorimetrie-Verfahren (DSC, engl. Difference scanning calorimetry) gemessen werden [118, S. 414]. Dazu werden Proben mit einem Durchmesser von 4 mm und einer Dicke von 1-2 mm verwendet. Im DSC werden zwei Messkammern, eine ausgestattet mit der Probe und eine andere leere als Referenz, gleichermaßen erhitzt. Je nach Verfahren wird dann entweder die über separate Heizelemente den Kammern zugeführte Energie zum Ausgleich der Temperaturen (Energiekompensationsverfahren) oder die Energie gemessen, die beim Wärmeaustausch zwischen den zwei Kammern zur Temperaturengleichung auftritt (Wärmestromverfahren) [119].

Die temperaturabhängige Dichte, die für die Berechnung der Wärmeleitfähigkeit notwendig ist, wird durch Messung der temperaturabhängigen Längenänderung und die Dichte bei Raumtemperatur bestimmt. Die Längenänderung wird in einem Dilatometer ermittelt. Dazu wird eine Probe bekannter Länge einem Temperaturprogramm unterzogen und über einen induktiven Wegaufnehmer die Ausdehnung bzw. die Kontraktion der Probe gemessen. Als Proben dienen üblicherweise Zylinder mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Länge von 10 mm. Das Probenmaterial wird vor den Messungen einer Warmauslagerung bei 400 °C für 100 h unterzogen.

4.1.7 Kriterien für die Vorhersage der Warmrissneigung und der Korngröße

Es werden unterschiedliche Vorhersagekriterien für Warmrissneigung und Korngröße auf ihre Anwendbarkeit an AlCu-Legierungen überprüft. Eine Übersicht über die Kriterien ist in Abbildung 18 dargestellt. Für die Warmrissvorhersage werden mittels thermodynamischer Berechnungen TFR und Erstarrungsintervall berechnet sowie die Festphasenanteile für die Bestimmung des CSC (Cracking Susceptibility Coefficient) ermittelt. Mit

Hilfe der thermischen Analyse werden das Erstarrungsintervall und die Temperaturen zu den Festphasenanteilen für die Berechnung des CSC bestimmt. Aus den Abkühlungskurven der thermischen Analyse werden zudem der KF16-Wert bestimmt und auf seine Anwendbarkeit zur Vorhersage der Korngröße hin überprüft. Der GRF zur Vorhersage der Korngröße wird anhand thermodynamischer Daten aus der Literatur berechnet. Die Vorhersagekriterien, die ohne Gießversuche auskommen, also TFR, Erstarrungsintervall (berechnet) und GRF, werden für die Legierungsentwicklung genutzt. Für TFR und Erstarrungsintervall muss sich die Anwendbarkeit bei den konventionellen AlCu-Legierungen zeigen.

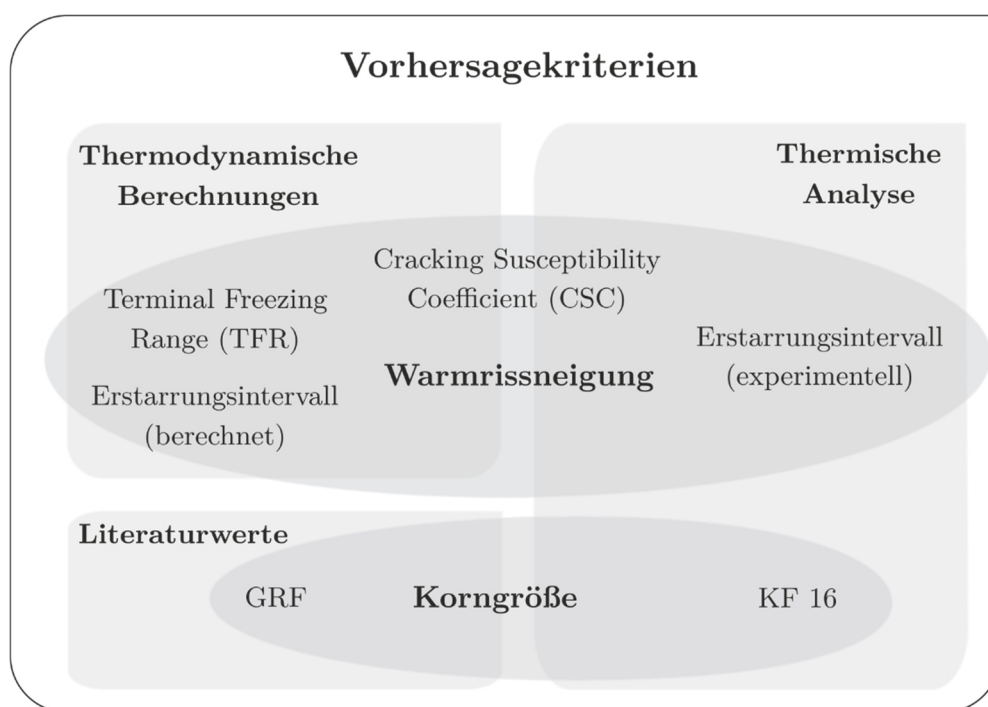


Abbildung 18 Vorhersagekriterien für Korngröße und Warmrissneigung unter Anwendung der Thermischen Analyse und thermodynamischer Berechnungen

Der CSC beschreibt das Verhältnis aus einer für Warmrisse empfindlichen Zeitdauer ($t_V = t(f_{s90\%} - f_{s99\%})$) zu einer für Warmrisse unempfindlichen Zeitdauer ($t_R = t(f_{s40\%} - f_{s90\%})$) und berücksichtigt damit einerseits die chemische Zusammensetzung des Materials, da diese über die Entwicklung des Festphasenanteils über der Temperatur bestimmt, und andererseits prozessseitig die Abkühlungsbedingungen [120]:

$$CSC = \frac{t_V}{t_R} = \frac{t(f_{s90\%} - f_{s99\%})}{t(f_{s40\%} - f_{s90\%})}$$

Das TFR berechnet sich als Temperaturdifferenz des für Warmrisse empfindlichen Festphasenbereichs nach folgender Formel:

$$TFR = T(f_{sX\%}) - T(f_{sY\%})$$

In der Literatur ist der für Warmrisse empfindliche Festphasenbereich mit 80-98 %, 85-87 % oder 93-96 % angegeben, sodass der für die in dieser Arbeit untersuchten AlCu-Legierungen anzuwendende Festphasenbereich noch zu ermitteln ist.

Das Erstarrungsintervall berechnet sich als Temperaturdifferenz zwischen Liquidus- und Solidustemperatur:

$$EI = T_{liquidus} - T_{solidus}$$

Der KF16-Wert wurde von Menk et al. [121] zur Korngrößenvorhersage entwickelt und berücksichtigt die sich bei der Abkühlung ergebende Temperaturdifferenz in einem festen Zeitintervall von 16 Sekunden:

$$KF16 = T(t_{m>-2K/s}) - T(t_{m>-2K/s} + 16s)$$

Der Zeitpunkt $t_{m>-2K/s}$ beschreibt dabei den Zeitpunkt kurz nach Beginn der Erstarrung, bei dem die 1. Ableitung der Abkühlungskurve zum ersten Mal die Abkühlungsgeschwindigkeit von -2 K/s unterschreitet.

4.2 Aufstellung von Referenzwerten durch Untersuchung bekannter Aluminium-kupfergusslegierungen

4.2.1 Auswahl der Legierungen und ihrer Varianten

Es sollen die drei AlCu-Gusslegierungen AlCu4Ti(Mg), AlCuNiCoSbZr und AlCuMnNiCe hinsichtlich der gießtechnologischen, mechanischen und thermophysikalischen Eigenschaften untersucht werden, um auf diese Weise die Potenziale und Entwicklungsbedarfe der AlCu-Legierungen quantifizieren zu können. Darüber hinaus soll der Einfluss einzelner Legierungselemente untersucht werden. Bei den Legierungen AlCu4Ti(Mg) und AlCuNiCoSbZr handelt es sich um kommerziell erhältliche, konventionelle Legierungen, wobei erstere eine vielseitig einsetzbare Legierung mit hohen mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur ist und letztere eine spezielle Entwicklung aus dem Flugzeugmotorenbau darstellt, die ausgeprägte Festigkeiten bei erhöhten Temperaturen aufweist. Die Legierung AlCuMnNiCe wurde von Klan [122] untersucht und ist aufgrund der dort ermittelten erreichbaren Festigkeiten bei erhöhter Temperatur eine aussichtsreiche Alternative zu den beiden anderen AlCu-Gusslegierungen.

Es werden bei den ausgewählten Legierungen die Legierungselemente, von denen ein Einfluss auf die Festigkeit bei Raumtemperatur und bei erhöhten Temperaturen zu er-

warten ist, in ihren Spezifikationsgrenzen variiert. Bei der Legierung AlCu4Ti(Mg) variieren die Elemente Mn und Mg, bei der Legierung AlCuNiCoSbZr die Elemente Ni und Zr und bei der Legierung AlCuMnNiCe der Ni-Gehalt (Tabelle 8).

Tabelle 8 Elementgehalte der untersuchten bekannten AlCu-Gusslegierungen mit Kennzeichnung der variierten Elementgehalte

| Nr. | Basislegierung | Legierungselementgehalt, Gew.-% | | | | | | | | |
|-----|--------------------------|---------------------------------|-------------|-------------|-------------|-------------|------|------|-------------|------|
| | | Cu | Mg | Mn | Ti | Ni | Co | Ce* | Zr | Sb |
| T1 | AlCu4Ti(Mg) | 5,0 | 0,23 | 0,01 | 0,25 | - | - | - | - | - |
| T2 | | 4,9 | 0,23 | 0,49 | 0,27 | - | - | - | - | - |
| T3 | | 5,0 | 0,36 | 0,00 | 0,24 | - | - | - | - | - |
| R1 | AlCu5NiCoSbZr (RR350) | 5,2 | - | 0,24 | 0,24 | 1,24 | 0,15 | - | 0,15 | 0,18 |
| R2 | | 5,0 | - | 0,23 | 0,27 | 1,73 | 0,14 | - | 0,16 | 0,15 |
| R3 | | 4,9 | - | 0,23 | 0,14 | 1,67 | 0,15 | - | 0,33 | 0,14 |
| M1 | AlCu5MnNiCe | 5,0 | - | 0,40 | 0,23 | 0,50 | - | 0,25 | - | - |
| M2 | | 4,9 | - | 0,39 | 0,23 | 1,01 | - | 0,25 | - | - |

*Mittels verfügbarer Kalibration der Spektralanalyse nicht messbar; Angaben vom Lieferanten

4.2.2 Übersicht über Untersuchungen

Die Legierungen werden hinsichtlich ihrer gießtechnologischen Eigenschaften (Warmrissneigung und Fließ- und Formfüllungsvermögen) untersucht, eine thermische Analyse und Zugversuche bis 300 °C durchgeführt und die thermophysikalischen Eigenschaften α , ρ , c_p und $\frac{\Delta l}{L_0}$ gemessen.

4.2.3 Untersuchung des Einflusses von Titan auf die Kornfeinung

Ziel dieser Untersuchungen ist die Einstellung möglichst geringer mittlerer Korngrößen sowie eine Verschiebung der Kornstrukturen von grobdendritischem zu feinglobulitischem Wachstum, um die Warmrissneigung zu reduzieren. Grundlage sind die Erkenntnisse zu niedrigen erreichbaren Korngrößen und einer reduzierten Warmrissneigung bei Einstellung geringster Ti-Gehalte bis 0,05 Gew.-% [76, 77]. Darüber hinaus ist davon auszugehen, dass eine Reduktion des Ti-Gehaltes zu einer Erhöhung der thermischen Leitfähigkeit des Materials führt.

4.2.3.1 Versuchsplan

Die Untersuchungen werden an den vielversprechendsten Legierungsvarianten T2, R2 und R3 durchgeführt. Die Legierung AlCuNiCoSbZr (R2 und R3) weist die mit Abstand höchsten Warmzugfestigkeiten bei 300 °C und die Legierung AlCu4Ti(Mg) (T2) die höchsten Zugfestigkeitswerte bei Raumtemperatur auf. Die Ti-Gehalte der Legierungen werden in der ersten Versuchsreihe so niedrig wie möglich gehalten, d.h. bei 0,105 bzw. 0,146 Gew.-% entsprechend des Basis-Ti-Gehalts des Ausgangsmaterials. In der zweiten Versuchsreihe wird der Ti-Gehalt um 0,05 Gew.-% erhöht. Die Kornfeinungsmittelzugabe bleibt wie bei den vorangegangenen Untersuchungen (Kapitel 4.2) bei 0,1 Gew.-% AlTi5B1. Die Ti-Zugabe erfolgt nach der Entgasung zusammen mit der AlTi5B1-Zugabe.

Tabelle 9 Versuchsplan für die Untersuchung des Einflusses von Ti-Zugaben auf die Kornfeinung [112]

| Versuchsnummer | Legierungsvariante | Ti-Gehalt Ausgangsmaterial [Gew.-%] | Zugabe Ti [Gew.-%] |
|----------------|------------------------|-------------------------------------|--------------------|
| KF1 | AlCu4Ti(Mg) (wie T2) | 0,146 | - |
| KF2 | | | 0,05 |
| KF3 | AlCu5NiCoSbZr (wie R2) | 0,105 | - |
| KF4 | | | 0,05 |
| KF5 | AlCu5NiCoSbZr (wie R3) | 0,105 | - |
| KF6 | | | 0,05 |

4.2.3.2 Übersicht über Untersuchungen

Zur Untersuchung der Warmrissneigung wird die Sternkokille herangezogen und zur Herstellung von Proben für die Messung der Temperaturleitfähigkeit wird die Stabkokille abgegossen. Bei der Sternkokille wird eine Abkühlungsgeschwindigkeit von 10 Ks⁻¹ und bei der Stabkokille von 2 Ks⁻¹ angenommen. Begleitend werden die Abkühlungskurven aufgezeichnet und eine thermische Analyse durchgeführt. Die für die unterschiedlichen Untersuchungen notwendigen Probengeometrien (Sternkokille, Stabkokille, Croningsand-Tiegel) erlauben zudem eine Analyse des Einflusses der Abkühlungsgeschwindigkeiten auf die Korngrößen.

4.3 Untersuchung verkürzter Wärmebehandlungszeiten

In dieser Versuchsreihe soll der Einfluss verkürzter Wärmebehandlungszeiten auf die mechanischen Eigenschaften ausgewählter Legierungen untersucht werden. Da bei AlCu-

Gusslegierungen hohe mechanische Eigenschaften nur mit einer Wärmebehandlung erzielt werden können, ist die Einstellung kürzest möglicher Wärmebehandlungszeiten erstrebenswert. Energieeinsparungen können auch über eine Reduktion der Wärmebehandlungstemperaturen realisiert werden, führen jedoch zu niedrigeren erreichbaren mechanischen Eigenschaften, wenn die Wärmebehandlungsdauer nicht entsprechend verlängert wird.

In diesen Untersuchungen werden die Lösungsglühzeiten dazu zwischen 4 und 6 Stunden und die Warmauslagerungszeiten zwischen 4 und 8 Stunden variiert. Eine verkürzte Lösungsglühdauer sollte bei kleineren Korngrößen zur Erreichung eines homogenen Mischkristalls ausreichen, da die Diffusionswege kürzer sind. Die Warmauslagerungszeiten lehnen sich an das von Zschech [65] erarbeitete ZTU-Diagramm an, nach dem bei einer Auslagerungstemperatur von 200 °C nach etwa 1,5 Stunden bereits die Umwandlung in Θ' und nach etwa 6 Stunden in Θ erfolgt.

Das Abschrecken nach dem Lösungsglühen erfolgt weiterhin in einem 60 °C warmen Wasserbad. Dadurch ergeben sich vier verschiedene Wärmebehandlungsvarianten, die in Abbildung 19 dargestellt sind. Im Vergleich dazu ist die Lösungsglühdauer der vorangegangenen Untersuchungen mit 12 Stunden deutlich länger. Die Lösungsglüh-temperatur beträgt bei allen Varianten 530 °C und die Warmauslagerungstemperatur 200 °C.

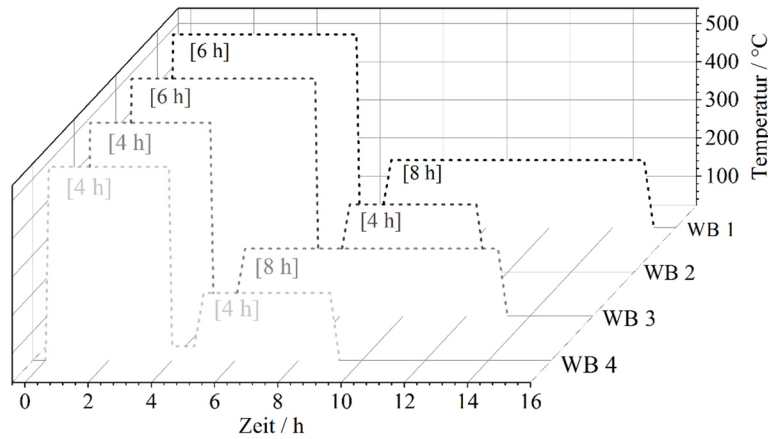


Abbildung 19 Vier Wärmebehandlungsvarianten mit Unterschieden in den Lösungsglüh- und Auslagerungszeiten [112]

Die vier Wärmebehandlungsvarianten werden an Varianten der kommerziellen Legierungen überprüft sowie zu einem späteren Zeitpunkt an ausgewählten Legierungen aus der Weiterentwicklung.

4.4 Anwendung der statistischen Versuchsplanung zur Entwicklung einer AlCu-Gusslegierung

Die Vorgehensweise bei dieser statistischen Versuchsplanung ist in Abbildung 20 dargestellt und beginnt bei der Formulierung der Zielsetzung (1.) und der Festlegung der Randbedingungen (2). Letztere sind durch begrenzt verfügbare Ressourcen, wie z.B. Zeit und finanzielle Mittel, und durch begrenzte Einstellmöglichkeiten der Eingangsgrößen gegeben. Der Versuchsplan kann anschließend unter Berücksichtigung von (1.) und (2.) aufgestellt (3.) und die Versuche durchgeführt werden. Nach der Ermittlung der Ergebnisse werden diese in eine Zielmatrix (4.) für die anschließende Parametrisierung und Anpassung des Modells (5.) eingepflegt. Der 5. Schritt ist wichtig, um ein Regressionsmodell mit hoher Vorhersagequalität zu generieren. Im 6. Schritt erfolgt eine Analyse der Zielgrößen anhand von Konturendiagrammen und ebnet den Weg für eine Optimierung (7.).

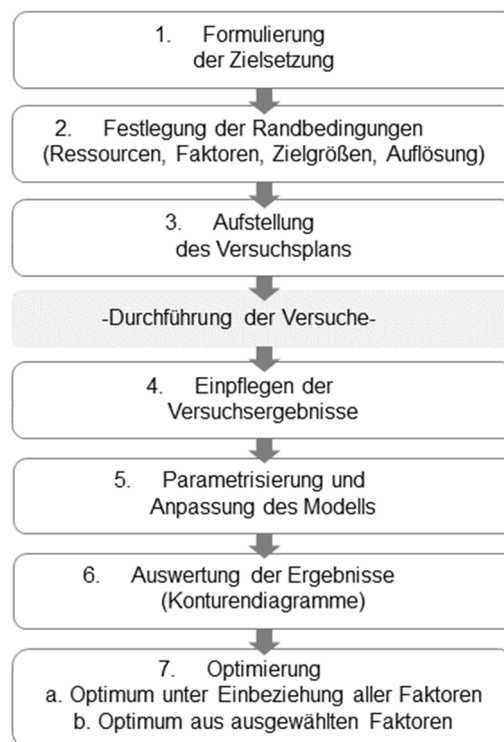


Abbildung 20 Prinzipieller Ablauf bei einer statistischen Versuchsplanung

4.4.1 Formulierung der Zielsetzung

Als Zielsetzung (1. Schritt in Abbildung 20) wird für den statistischen Versuchsplan festgelegt, dass über eine Variation der chemischen Zusammensetzung eine Legierung entwickelt werden soll, die die drei Eigenschaften

- a) hohe mechanische Eigenschaften bei erhöhter Temperatur

- b) niedrige Warmrissneigung und
- c) hohe Wärmeleitfähigkeit

in sich vereint.

4.4.2 Festlegung der Randbedingungen

Die Festlegung der Randbedingungen wird in den folgenden Ausführungen unterteilt in einen Überblick über die Zusammenhänge zwischen den Einfluss- und Zielgrößen, die Auswahl der Legierungselemente und die begrenzenden Ressourcen bzw. die gewünschte Auflösung.

4.4.2.1 Einflussgrößen-Zielgrößen-Matrix

Für die Aufstellung des Versuchsplans ist es sinnvoll, eine Einflussgrößen-Zielgrößen-Matrix aufzustellen, um einen Überblick über die beeinflussenden Parameter zu bekommen und die systembedingten Randbedingungen zu ermitteln (2. Schritt in Abbildung 20). In Tabelle 10 sind die drei Eigenschaften (a) bis (c) sowie die Korngröße, da sie einen großen Einfluss auf die Warmfestigkeit und die Warmrissneigung hat, ihren jeweiligen Einflussgrößen gegenübergestellt. Dieser Schritt ist wichtig, damit später bei der Versuchsdurchführung keine Einflussgrößen übersehen werden. Die Einflussgrößen können entweder der Kategorie „chemische Zusammensetzung“ oder der Kategorie „Prozessparameter“ zugeordnet werden. Zudem sind sie entweder steuerbar oder stellen eine nicht oder nur bedingt beeinflussbare Störgröße dar. Unabhängig davon üben sie aber einen zum Teil erheblichen Einfluss auf die Zielgrößen aus, wie am Beispiel der Verunreinigungen deutlich wird. Für die Prozessparameter gilt, dass sie, aufgrund ihres starken Einflusses auf die Zielgrößen, für alle Versuche möglichst konstant gehalten werden müssen. Dies ist insbesondere für die Verunreinigungen und Gieß- und Formtemperaturen gültig.

Tabelle 10 Einflussgrößen-Zielgrößen-Matrix für Gießversuche mit Aluminiumgusslegierungen

| | Zielgröße | | | | | |
|---|---------------------------|-----------------------|------------------------------|------------------|------------|--------------------------|
| Einflussgröße | Wärmeleitfähigkeit | Warmfestigkeit | Warmrissbeständigkeit | Korngröße | Art | Zielwert |
| <i>Chemische Zusammensetzung</i> | | | | | | |
| Art und Anteil Legierungselemente | Hoch | Kein | Kein | Hoch | Steuer | Min. |
| Thermische Stabilität von Phasen | Niedrig | Hoch | Niedrig | Kein | -- | Max. |
| Anteil Eutektikum | Hoch | Hoch | Hoch | Kein | Steuer | Opt. |
| Breite des Erstarrungsintervalls | Kein | Kein | Hoch | ? | Steuer | Min. |
| Löslichkeit eines Legierungselementes im Aluminiummischkristall | Hoch | Hoch | Kein | ? | | Opt. |
| Verunreinigungen | Hoch | Hoch | Hoch | Niedrig | Stör | Min. |
| <i>Prozessparameter</i> | | | | | | |
| Gießtemperatur | Kein | Hoch | Hoch | Hoch | Steuer | 760 °C |
| H ₂ -Löslichkeit und oxidische Verbindungen | ? | Hoch | Hoch | ? | Stör | |
| Dichte-Index | ? | Hoch | ? | ? | Steuer | |
| Kornfeinungsmittelzugabe | Hoch | Hoch | ? | Hoch | Steuer | |
| Kokillentemperatur | Kein | Hoch | Hoch | Hoch | Steuer | 300 °C bzw. 100 °C |
| Temperaturverteilung in Form | Kein | ? | Hoch | Hoch | Stör | Homogen |
| Wärmebehandlung | ? | Hoch | Kein | Hoch | Steuer | ? |

4.4.2.2 Darlegungen zur Auswahl der Legierungselemente

Potentielle Legierungselemente für die vorgesehenen Entwicklungsziele sind, neben Cu als Hauptlegierungselement, die Elemente Mn, Co, Ti, Ni, Mg und Zr. Ihre Auswahl und die Festlegung ihrer Einstellgrenzen sind auf die Zielsetzung abzustimmen.

Insbesondere Ti, Mn, Co, Ni und Zr eignen sich als festigkeitssteigernde Elemente bei erhöhter Temperatur, da sie aufgrund ihrer niedrigen Diffusionskoeffizienten in Aluminium die Vergrößerung von Phasen verlangsamen [123]. Aufgrund des negativen Einflusses der Elemente Zr und Ti auf die Temperaturleitfähigkeit, und damit auf die Wärmeleitfähigkeit, kommen diese nicht als im DoE zu variierende Eingangsgröße infrage. Mg kommt ebenfalls nicht als Eingangsgröße infrage, da die Warmfestigkeit durch Mg-Zusätze deutlich reduziert wird. Einbußen in der erreichbaren Raumtemperaturfestigkeit werden dadurch in Kauf genommen. Somit kristallisieren sich die Elemente Mn, Co und Ni zusätzlich zu Cu als weitere Eingangsgrößen heraus.

Die Festlegung der Stufen, innerhalb derer die Legierungselemente variiert werden, sollte grundsätzlich so erfolgen, dass ein möglichst großer Versuchsraum aufgespannt wird, denn eine Extrapolation über den Versuchsraum hinaus ist nicht zulässig. In thermodynamischen Berechnungen wird die Wirkung der vier Elemente in ternären und quaternären AlCuXY-Systemen auf die folgenden Kennwerte bestimmt:

- Eutektikum
- Löslichkeitsgrenze
- $f_{\text{Al}_2\text{Cu}}$
- TFR
- Erstarrungsintervall

Von einer Verschiebung des Eutektikums und der Löslichkeitsgrenze zu höheren oder niedrigeren Cu-Gehalten wird eine Wirkung auf den Anteil eutektischer Phase erwartet. Je weiter das Eutektikum bzw. die Löslichkeitsgrenze bei untereutektischen Legierungen zu niedrigen Cu-Gehalten verschoben wird, desto höher ist der Anteil an Eutektikum (Hebelgesetz). Zudem führt eine Verschiebung der Löslichkeitsgrenze zu höheren Cu-Gehalten zu einer Erhöhung des Anteils gelösten Kupfers im Aluminiummischkristall, wenn die Löslichkeit bei Raumtemperatur unverändert bleibt. Dadurch wird der Anteil an der sekundären Ausscheidungsphase Al_2Cu erhöht und damit die Festigkeit gesteigert. Bei dem Anteil $f_{\text{Al}_2\text{Cu}}$, der berechnet wird, handelt es sich um primäres und somit eutektisch ausgeschiedenes Al_2Cu , von dem ein Einfluss auf die Warmrissneigung ausgeht. Je

höher der Anteil Eutektikum ist, desto niedriger ist die Warmrissneigung. Gleiches gilt für die zwei Kennwerte TFR und Erstarrungsintervall, die nach dem Scheil-Gulliver-Modell berechnet werden. Je geringer die beiden Werte ausfallen, desto niedriger wird die Warmrissneigung erwartet. Der Festphasenbereich zur Bestimmung des TFR orientiert sich dabei an den Ergebnissen mit den konventionellen Legierungen. Eine Übersicht über die berechneten Kennwerte und deren Wirkung ist in Tabelle 11 aufgeführt.

Anteile weiterer Phasen zu berechnen erwies sich nach Auswertung der Berechnungen mit den konventionellen Legierungen als weniger sinnvoll, da einerseits der Einfluss der einzelnen Phasen und ihre Wechselwirkungen miteinander und andererseits ihr tatsächliches Auftreten nicht gesichert ist – selbst unter Anwendung von Berechnungen im Ungleichgewicht.

Tabelle 11 Übersicht über thermodynamisch berechnete Kennwerte zur Festlegung der Elementgrenzen im DoE

| Kennwert | Berechnung | Annahme | Wirkung |
|----------------------|------------|--|---------------------------------------|
| Eutektikum | GG | Verschieben zu niedrigeren Cu-Gehalten → Erhöhung des Anteils Eutektikum | Warmrissneigung ↓ |
| Löslichkeitsgrenze | GG | Verschieben zu niedrigeren Cu-Gehalten → Erhöhung des Anteils Eutektikum Verschieben zu höheren Cu-Gehalten → Erhöhung des Anteils gelösten Kupfers im Aluminiummischkristall | Warmrissneigung ↓ Festigkeit ↑ |
| f_{Al_2Cu} | GG | Erhöhung des Anteils primär ausgeschiedener Al_2Cu -Phase | Warmrissneigung ↓ |
| TFR | SG | Verkleinerung des TFR → reduzierte Warmrissneigung | Warmrissneigung ↓ |
| Erstarrungsintervall | SG | Verkleinerung des Erstarrungsintervalls → reduzierte Warmrissneigung | Warmrissneigung ↓ |

*GG: Gleichgewicht; SG: Scheil-Gulliver

Die berechneten Zusammensetzungen der ternären AlCuX-Systeme variieren zwischen 4-8 Gew.-% Cu, 0,1-2 Gew.-% Mn, 0-3 Gew.-% Ni und 0,1-1,3 Gew.-% Co. Dabei werden sowohl Cu als auch das zweite Legierungselement jeweils an der unteren und oberen Grenze variiert, sodass vier Zusammensetzungen berechnet werden. Darüber hinaus wird jeweils eine mittlere Zusammensetzung berechnet. Die wichtigsten Ergebnisse werden im Folgenden beschrieben.

Den berechneten ternären Systeme ist gemein, dass mit steigendem Cu-Gehalt der Anteil an Al_2Cu zunimmt und das TFR kleiner wird. Im AlCuMn-System verschiebt sich das Eutektikum leicht zu niedrigeren und die Löslichkeitsgrenze leicht zu höheren Cu-Gehalten, was zu einer minimalen Verringerung von $f_{\text{Al}_2\text{Cu}}$ führt. Das TFR wird durch Mn geringfügig kleiner ($\Delta T=2,8$ K), ebenso wie das Erstarrungsintervall ($\Delta T=1,5$ K).

Im AlCuNi-System verschiebt sich das Eutektikum zu höheren (max. 35,9 Gew.-%) und die Löslichkeitsgrenze zu deutlich höheren Cu-Gehalten von 17,5 Gew.-% Cu. Bereits mit geringen Ni-Zusätzen sinkt $f_{\text{Al}_2\text{Cu}}$. Mit steigendem Ni-Gehalt muss der Cu-Gehalt um das 4-fache ansteigen, damit 2 % mehr Al_2Cu gebildet werden kann. Ab 2,5 Gew.-% Ni wird gar kein Al_2Cu mehr gebildet. Das TFR und das Erstarrungsintervall werden mit zunehmendem Ni-Gehalt kleiner.

Mit Co wird im AlCuCo-System das Eutektikum zu niedrigeren Cu-Gehalten verschoben. Die Löslichkeit verändert sich nichtlinear. Mit 0,1 Gew.-% Co und 4 bzw. 8 Gew.-% Cu verschiebt sich die Löslichkeit nach rechts, ab $\sim 0,8$ Gew.-% Co verringert sich die Löslichkeit. Das TFR bleibt unverändert. Mit steigendem Co-Gehalt wird das Erstarrungsintervall immer größer, da bei hohem Cu:Co-Verhältnis die Ausscheidungstemperatur des Aluminiummischkristalls erhöht wird und bei einem niedrigen Cu:Co-Verhältnis die Phase Al_9Co_2 zuerst gebildet wird. Hervorzuheben ist die Wirkung des Kobalts auf $f_{\text{Al}_2\text{Cu}}$. Damit bei 5 Gew.-% Cu Al_2Cu gebildet wird, darf der Co-Gehalt von 0,3 Gew.-% nicht überschritten werden. Bei 8 Gew.-% Cu sind es schon 1,4 Gew.-%. Zudem vergrößert sich das Erstarrungsintervall, wenn die Phase Al_9Co_2 als erste Phase, also vor Bildung des Aluminiummischkristalls gebildet wird.

Für die anschließenden quaternären Berechnungen AlCuXY wird der Co-Gehalt entsprechend an den Cu-Gehalt gekoppelt, sodass der Aluminiummischkristall zuerst gebildet werden soll und das Erstarrungsintervall nicht zu breit wird. Bei 5 Gew.-% Cu wird der Co-Gehalt auf 0,15 Gew.-% und bei 8 Gew.-% Cu auf 0,9 Gew.-% festgelegt.

Im AlCuNiCo-System wird die Löslichkeit des Aluminiummischkristalls für Cu durch Ni-Zusätze bis 1,5 Gew.-% erhöht, $f_{\text{Al}_2\text{Cu}}$ bleibt unverändert. Das TFR wird mit steigendem Ni-Gehalt, wie auch im ternären System, kleiner. Das Erstarrungsintervall steigt mit zunehmendem Cu-Gehalt aufgrund der Kopplung mit Co deutlich an. Im AlCuMnCo-System verhalten sich sowohl das Eutektikum als auch die Löslichkeitsgrenze wie im

AlCuMn-System, d.h. das Eutektikum wird zu niedrigeren und die Löslichkeitsgrenze zu höheren Cu-Gehalten verschoben.

Für eine effektive Kornfeinung soll Ti in geringen Mengen zulegiert werden. In Vorversuche mit der Legierung AlCu4.5Mn0.9Co0.5 (AC11) wird der Ti-Gehalt zwischen 0,02-0,25 Gew.-% bei gleichbleibender Kornfeinungsmittelzugabe von 0,1 Gew.-% AlTi5B1 variiert. Zusätzlich zu den Vorversuchen, wird der GRF berechnet. Für kleinstmögliche Korngrößen sollte der GRF laut Bäckerud et al. [57] zwischen 10 und 36 liegen. Für die Legierung AC11 liegt der GRF, wie in Abbildung 21 zu sehen ist, mit 0,02 Gew.-% Ti bei 19 und mit 0,05 Gew.-% Ti bei 26, d.h. in beiden Fällen innerhalb der angegebenen Grenzen von 10 bis 36. Mit höheren Ti-Gehalte wird der GRF > 36 . Somit sind kleinste Korngrößen zwischen 0,02 und 0,05 Gew.-% Ti zu erwarten.

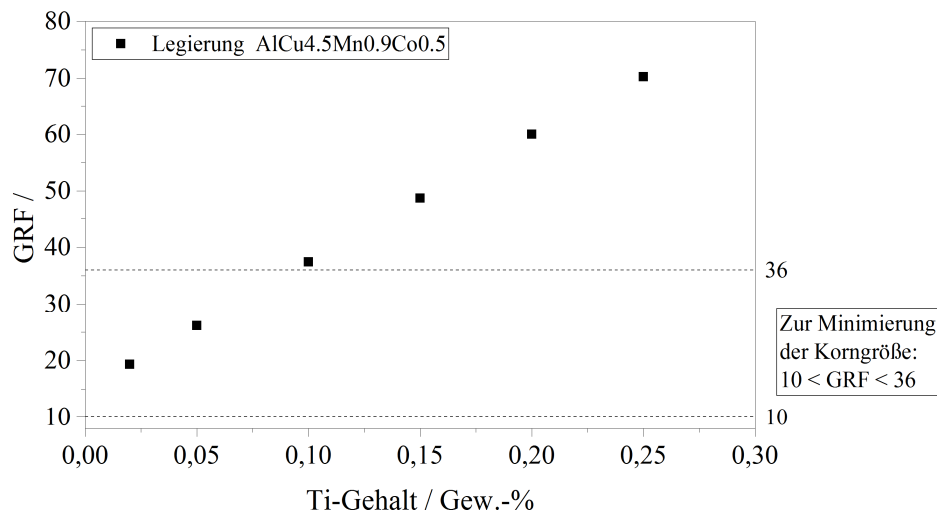


Abbildung 21 GRF der Legierung AlCu4.5Mn0.9Co0.5 bei variierenden Ti-Gehalten

Der Vergleich der metallographischen Schliffe von den Proben aus den Vorversuchen, die in Abbildung 22 (a) bis (d) zu sehen sind, zeigen, dass sich bei einer Erhöhung des Ti-Gehaltes von 0,02 zu 0,05 Gew.-% die Korngröße verringert, während eine weitere Erhöhung des Ti-Gehaltes von 0,05 zu 0,1 Gew.-% eine Vergrößerung der mittleren Korngrößen verursacht. Zwischen 0,05 und 0,25 Gew.-% Ti ist nur ein geringer Größenunterschied zwischen den Körnern festzustellen, jedoch sind die Körner bei 0,25 Gew.-% Ti-Gehalt deutlich inhomogener verteilt. Die Zwischenstufen 0,15 und 0,2 Gew.-%, die hier nicht dargestellt sind, zeigen nur geringe Unterschiede im Vergleich zu einer Ti-Zugabe von 0,1 Gew.-%.

Zusammenfassend stellen sich die wichtigsten Ergebnisse aus thermodynamischen Berechnungen und Vorversuchen folgendermaßen dar:

- Eine Steigerung des Cu-Gehaltes von 4 auf 8 Gew.-% führt zu einer Zunahme des Phasenanteils Al_2Cu und zu einer Verkleinerung des Erstarrungsintervalls.
- Das TFR ist kann bereits durch geringe Ni-Zusätze von 0,1 Gew.-% verkleinert werden.
- Mit zunehmendem Co-Gehalt wird das Erstarrungsintervall größer.
- Mit einem Ti-Gehalt von 0,05 Gew.-% werden, so zeigen Vorversuche mit variierenden Ti-Gehalten, die kleinsten mittleren Korngrößen erzielt.

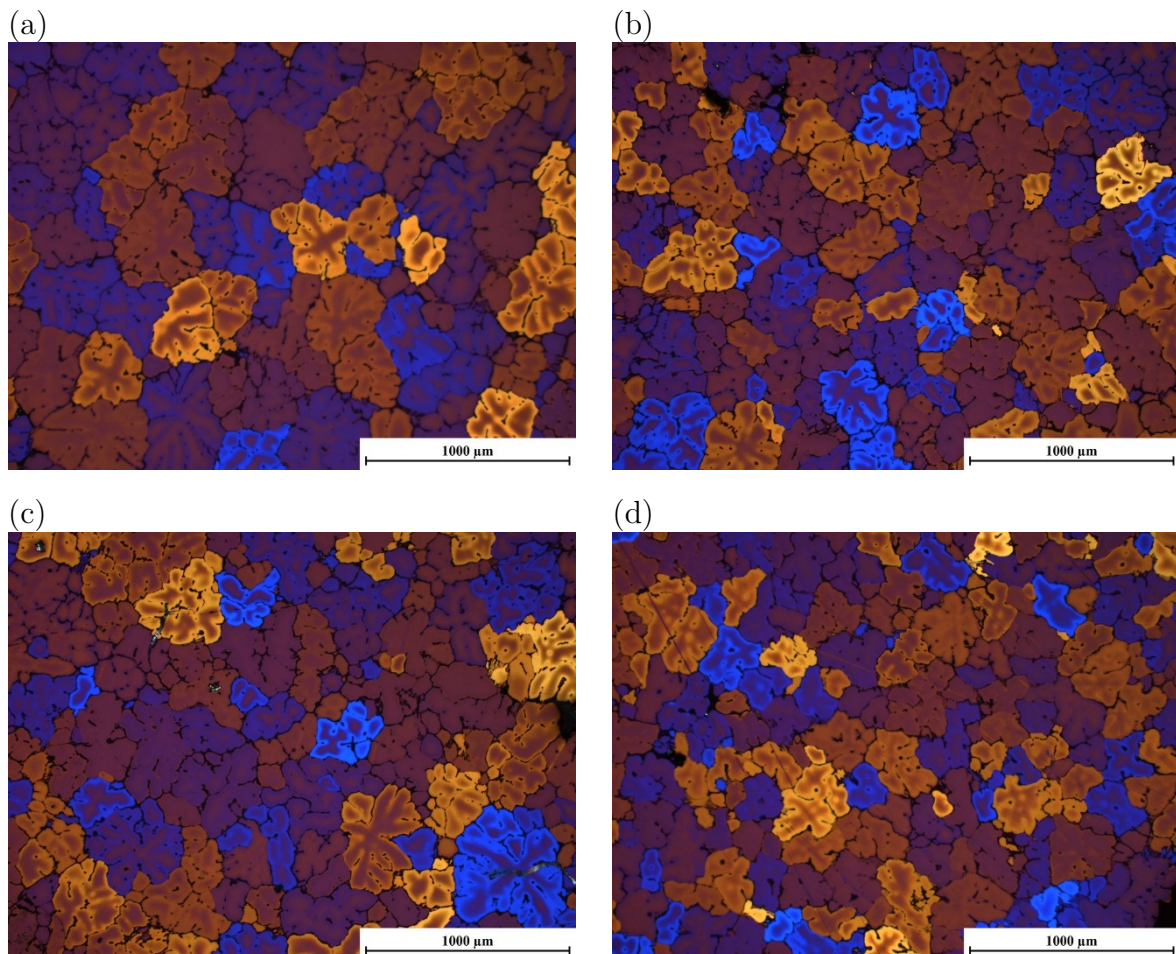


Abbildung 22 Schliffbilder gebarkter Proben der Legierung $\text{AlCu}_{4.5}\text{Mn}_{0.9}\text{Co}_{0.5}$ mit Ti-Gehalten von (a) 0,02 Gew.-%, (b) 0,05 Gew.-%, (c) 0,1 Gew.-% und (d) 0,25 Gew.-%

• Ressourcen und Versuchsplanauflösung

Der Versuchsumfang soll zwanzig Einzelversuche nicht überschreiten. Zudem soll es möglich sein, alle Einflüsse und Wechselwirkungen zwischen den Eingangsgrößen zu ermitteln, sodass eine Versuchsplanauflösung von Stufe V möglich ist.

4.4.3 Aufstellung des Versuchsplans

Die Zielgröße der hohen Wärmeleitfähigkeit erfordert, dass der Anteil an zulegierten Elementen, insbesondere derer, die Mischkristall-bildend sind, möglichst gering gehalten

wird. Es wird somit festgelegt, dass maximal drei Legierungselemente im AlCu-Legierungssystem zulegiert werden. Der Cu-Gehalt wird ebenfalls variiert, sodass zusammen mit den drei Legierungselementen vier Eingangsgrößen die Grundlage für den Versuchsplan bilden. Der Versuchsraum wird so aufgespannt, dass ein lineares Modell zur Abbildung der Zusammenhänge geeignet sein sollte. Der Cu-Gehalt wird zwar über die Gleichgewichts-Löslichkeitsgrenze hinweg variiert, jedoch ist ab 4,5 Gew.-% zu erwarten, dass bereits Eutektikum auftritt und somit der Cu-Einfluss linear ist. Ein vollfaktorieller zweistufiger Versuchsplan, der eine Auflösung der Stufe V aufweist, bietet sich für diese Untersuchungen optimal an. Bei vier Eingangsgrößen umfasst ein vollfaktorieller Versuchsplan 16 Versuche. Mit einem zusätzlichen Center Point in drei Wiederholungen, um die Modellqualität und die Variabilität der Versuchsergebnisse gegenprüfen zu können, ergibt eine Versuchsanzahl von $2^4 + 3 \text{ CP} = 19$ Versuchen. Zudem werden die Versuche in randomisierter Reihenfolge gefahren, um mögliche Einflüsse durch Umgebungstemperaturen, Luftfeuchtigkeit und den Gießer zu streuen.

Für die Eingangsgrößen werden unter Berücksichtigung der dargestellten Randbedingungen, der thermodynamischen Berechnungen, der Literaturergebnisse und der Erfahrungen mit den zuvor geprüften konventionellen AlCu-Legierungen folgende Stufen für den Versuchsplan festgelegt:

- 4,0-7,0 Gew.-% Cu
- 0,1-0,9 Gew.-% Mn
- 0,0-1,3 Gew.-% Ni
- 0,1-0,5 Gew.-% Co

Als Zielgrößen dienen die quasi-statischen mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur, 200 °C, 250 °C und 300 °C, die Warmrissneigung sowie der Phasenanteil. Der anhand metallografischer Schliffe im Point Count-Verfahren ermittelte Phasenanteil dient als Hilfsgröße für die Abschätzung der Wärmeleitfähigkeit.

Für alle Legierungen dieses statistischen Versuchsplans wird der GRF berechnet, um zu überprüfen, ob dieser mit einem Ti-Gehalt von 0,05 Gew.-% bei allen Legierungen zwischen 10 und 36 liegt. Die Abbildung 23 zeigt, dass der GRF zwischen 25 und 38 schwankt, wobei die Mehrheit der Legierungen unterhalb von 36 liegt. Mit einem Ti-Gehalt von 0,1 Gew.-% liegt der GRF der Legierung über 36. Aufgrund dieses Ergebnisses und der Erkenntnisse aus den Vorversuchen, wird der Ti-Gehalt für die Legierungen auf 0,05 Gew.-% festgelegt.

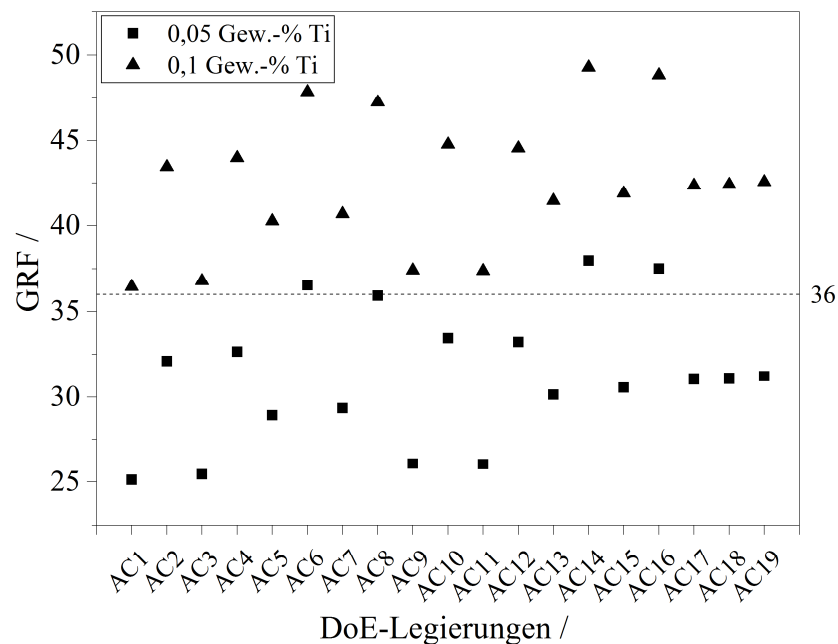


Abbildung 23 GRF aller DoE-Legierungen berechnet mit 0,05 Gew.-% Ti

4.4.4 Praktische Versuche

Um gleichbleibende Zusammensetzungen zu gewährleisten, werden die 19 Legierungen in einem Mittelfrequenzinduktionsofen zu je 13 kg aus Reinaluminium (99.92; max. 0,03% Si, 0,03% Fe), Reinkupfer und Vorlegierungen (AlNi20, AlCo10, AlMn26) erschmolzen und in Barren gegossen. Die Schmelzebehandlung, also Entgasung, Zugabe von 0,05 Gew.-% Ti (AlTi10) und Zugabe von 0,1 Gew.-% Kornfeinungsmittel AlTi5B1, erfolgen in Chargen zu je 3,5 kg in widerstandsbeheizten Öfen. Als Formen kommen die Sternkokille, die Stabkokille und der Stahltiegel für die TA zum Einsatz. Die Schmelz- und Gießparameter bleiben gleich, wie bei der Ermittlung der Referenzwerte. Die Wärmebehandlungsparameter bleiben weitgehend gleich. Lediglich die Auslagerung für die Proben zur Zugprüfung bei Raumtemperatur erfolgt für 10 Stunden anstatt für 100 Stunden.

4.4.5 Parametrisierung und Anpassung des Modells

Nach der Ermittlung und Erfassung aller Versuchsergebnisse (4. Schritt in Abbildung 20) kann mit der Modellanpassung begonnen werden (5. Schritt in Abbildung 20). Für die Auswertung des Versuchsplans wird die Normalverteilung der Zielgrößen anhand von Histogrammen überprüft. Liegt keine Normalverteilung vor, werden die Zielgrößen, transformiert – in diesem Fall logarithmiert ($\log_{10}(C_1 \cdot Y + C_2)$). Wenn zur Erzielung einer

besseren Modellqualität eine Zielgrößentransformation erfolgt ist, sind die entsprechenden Zielgrößen in Abbildung 24 mit einem \sim gekennzeichnet. Alle anderen Zielgrößen gehen linear in das Modell ein.

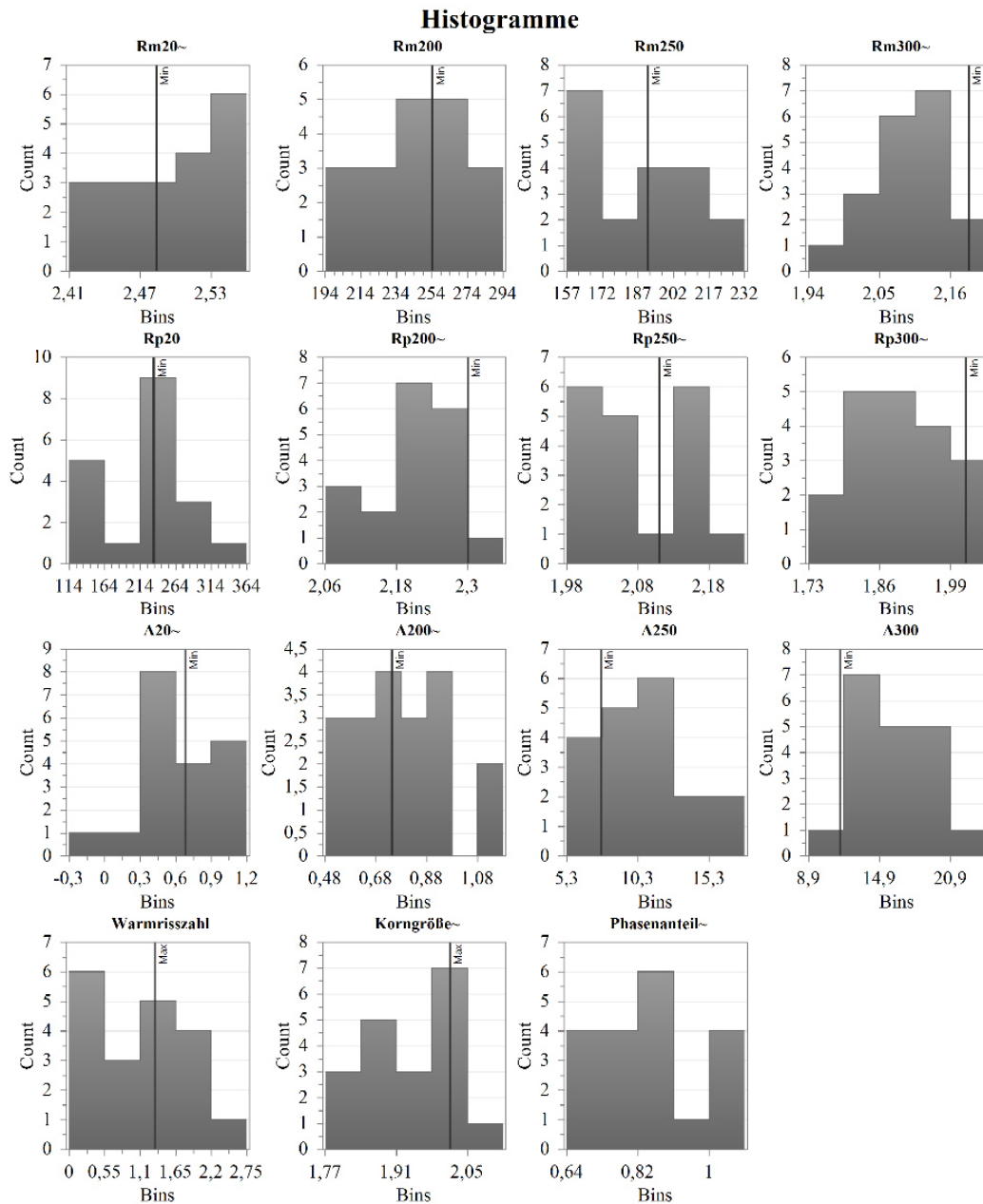


Abbildung 24 Histogramme der Verteilung der Zielgrößen; mit \sim markierte Zielgrößen sind transformiert; Klassen, engl. bins

Anschließend werden die Eingangsgrößen auf ihren Einfluss auf das Modell hin untersucht und ggf. aus dem Modell ausgeschlossen, wenn sich dadurch die Vorhersagekraft des Modells verbessert. Dazu wird erfasst, wie die vier Gütekriterien R^2 , Q^2 , Modellvalidität (MV) und Reproduzierbarkeit (Rep) sich unter Ausschluss eines Koeffizienten, also den Haupteffekten (Cu, Mn, Ni, Co) oder den Wechselwirkungen (Cu*Mn; Cu*Ni;

Cu*Co; Mn*Ni; Mn*Co; Ni*Co), verändern. Dabei ist zu beachten, dass bei Signifikanz höherwertiger Terme (z.B. Wechselwirkungsterme) die zugehörigen Haupteffekte trotz mangelnder Signifikanz (hier: Cu, Ni, Co, Mn) nicht entfernt werden dürfen. Ist dies der Fall, heißt das, dass der zugehörige Haupteffekt sowohl positiv als auch negativ wirkt. Das Ziel ist eine Maximierung der Gütekriterien.

Die Modellanpassung erfolgt unter Zuhilfenahme der zwei Diagramme Coefficient Plot und Summary of Fit, die am Beispiel Zugfestigkeit bei Raumtemperatur ($R_{m-200^{\circ}\text{C}}$) in Abbildung 25 dargestellt sind. Beim Coefficient Plot (Abbildung 25a) wird zur Beurteilung der Relevanz eines Modellkoeffizienten die Balkenhöhe und für die Signifikanz der Fehlerbalken herangezogen. Weist ein Koeffizient eine niedrige Balkenhöhe auf, so gilt er als nicht relevant. Ein Koeffizient, dessen Fehlerbalken die Nulllinie schneidet, gilt als nicht signifikant. Die Hinzunahme bzw. das Entfernen eines Koeffizienten wirkt sich unmittelbar auf den im Summary of Fit (in Abbildung 25b) dargestellten Gütekriterien aus. Eine Maximierung der Gütekriterien wird erzielt, indem kaum relevante und nicht signifikante Koeffizienten aus dem Modell entfernt werden, wobei ein Entfernen von Haupteffekten nur unter besonderen Umständen erfolgen sollte.

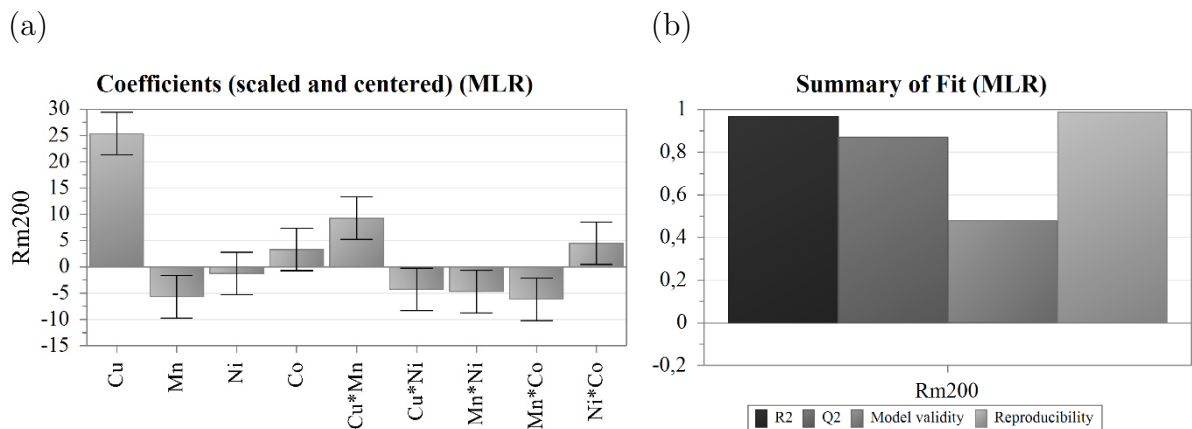


Abbildung 25 Beispielfhafte Darstellung eines Coefficient Plot und des Summary of Fit für die Zielgröße $R_{m-200^{\circ}\text{C}}$

Eine Aufstellung der in das Modell aufgenommenen Koeffizienten sowie die zugehörigen Gütekriterien sind in Tabelle 12 aufgeführt. Die mechanischen Kennwerte bei 300 °C, $R_{p0,2}$ bei RT, die Warmrisszahl und die Korngröße weisen partiell niedrige Gütekriterien auf, was ein Hinweis auf ein unzureichendes Modell für diese Zielgrößen ist.

Tabelle 12 Modellkoeffizienten und Gütekriterien des Modells (mit Hervorhebung kritischer Gütekriterien)

| Zielgröße | Zusätzl. Koeffizienten zu Haupteffekten | Gütekriterien | | | |
|-----------------------------|--|----------------|------------------|-------------|-------------|
| | | R ² | Q ² | MV | Rep |
| Zielwerte der Gütekriterien | | → 1,0 | → R ² | > 0,25 | > 0,5 |
| R _m – 20 °C | Cu*Mn; Mn*Co | 0,90 | 0,74 | 0,92 | 0,80 |
| R _m – 200 °C | Cu*Mn; Cu*Ni; Mn*Ni; Mn*Co; Ni*Co | 0,97 | 0,87 | 0,48 | 0,99 |
| R _m – 250 °C | Cu*Mn; Cu*Ni; Mn*Co; Ni*Co | 0,79 | 0,62 | 0,73 | 0,82 |
| R _m – 300 °C | Mn*Ni; Mn*Co; Ni*Co | 0,68 | 0,36 | 0,86 | 0,50 |
| R _{p0,2} – 20 °C | Cu*Mn; Cu*Ni; Mn*Co; Ni*Co | 0,95 | 0,78 | 0,08 | 1,0 |
| R _{p0,2} – 200 °C | Cu*Mn; Mn*Co; Ni*Co | 0,92 | 0,72 | 0,48 | 0,98 |
| R _{p0,2} – 250 °C | Cu*Mn; Mn*Co; Ni*Co | 0,73 | 0,51 | 0,78 | 0,73 |
| R _{p0,2} – 300 °C | Ni*Co | 0,59 | 0,37 | 0,75 | 0,70 |
| A – 20 °C | Cu*Ni; Mn*Co | 0,86 | 0,61 | 0,82 | 0,84 |
| A – 200 °C | Cu*Mn; Cu*Ni; Mn*Co | 0,89 | 0,62 | 0,78 | 0,89 |
| A – 250 °C | Cu*Mn; Mn*Co; Ni*Co | 0,93 | 0,80 | 0,92 | 0,84 |
| A – 300 °C | Cu*Ni; Mn*Co | 0,80 | 0,59 | 0,96 | 0,41 |
| WRZ | Ohne Co; Cu*Mn; Cu*Ni; Mn*Ni | 0,51 | 0,02 | 0,67 | 0,93 |
| Korngröße | Cu*Mn; Cu*Ni; Cu*Co; Mn*Ni; Mn*Co; Ni*Co | 0,42 | -0,2 | 0,66 | 0,52 |
| Phasenanteil | Cu*Ni; Mn*Co | 0,81 | 0,56 | 0,60 | 0,92 |

Zur weiteren Qualitätskontrolle wird der Residuals Normal Probability Plot (Residuen-Wahrscheinlichkeitsnetz) herangezogen, der eine Identifizierung von Ausreißern gestattet. Wie in Abbildung 26 zu sehen ist, weicht Versuch Nr. 10 deutlich von der hypothetischen, durch die Versuchspunkte gebildeten Ausgleichsgerade ab. Weitere Auffälligkeiten sind in den Residuals Normal Probability Plots nicht erkennbar. Die Normal Probability Plots aller weiteren Zielgrößen sind im Anhang aufgeführt.

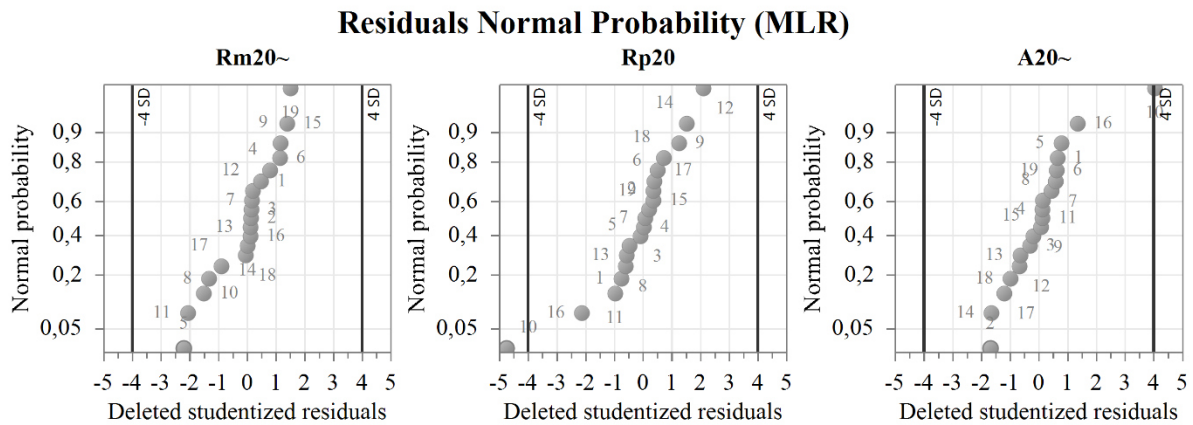


Abbildung 26 Residuals Normal Probability Plot des Modells für die Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A bei Raumtemperatur

Eine Überprüfung der Linearität des Einflussgrößen-Zielgrößen-Zusammenhangs wird anhand von Residuals vs. Variable Plots überprüft und ist in Abbildung 27 beispielhaft für die Eingangsgröße Cu dargestellt. Wenn die Center Points 17-19 deutlich von der Verteilung der anderen Versuchspunkte abweichen, ist eine Nicht-Linearität zu erwarten und das Modell kann für eine höhere Vorhersagekraft zu einem quadratischen Modell erweitert werden. Da die Residuen, von wenigen Ausnahmen abgesehen (s. weitere Residuals vs. Variable Plots im Anhang), gleichmäßig um die horizontale Nulllinie verteilt sind, kann von linearen Zusammenhängen ausgegangen werden.

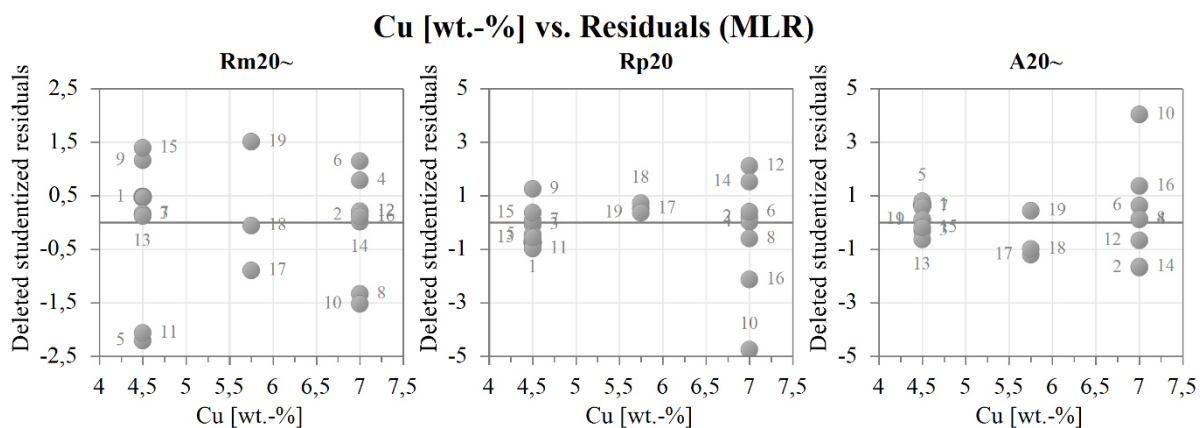


Abbildung 27 Residuals vs. Variable Plot des Modells der Eingangsgröße Cu für die Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A bei Raumtemperatur

Eine letzte, wichtige Überprüfung auf Ausreißer und Inhomogenitäten erfolgt über den Observed vs. Predicted Plot, da nicht alle Ausreißer über die Residuenanalyse als solche identifizierbar sind. In der Analyse zeigt sich, dass Versuch Nr. 14 in Bezug auf die Bruchdehnung bei Raumtemperatur ein Ausreißer ist (s. Abbildung 28). Unter Abwägung des Einflusses auf die Modellqualität insgesamt, wird der Versuch Nr. 14 jedoch nicht aus dem Modell ausgeschlossen.

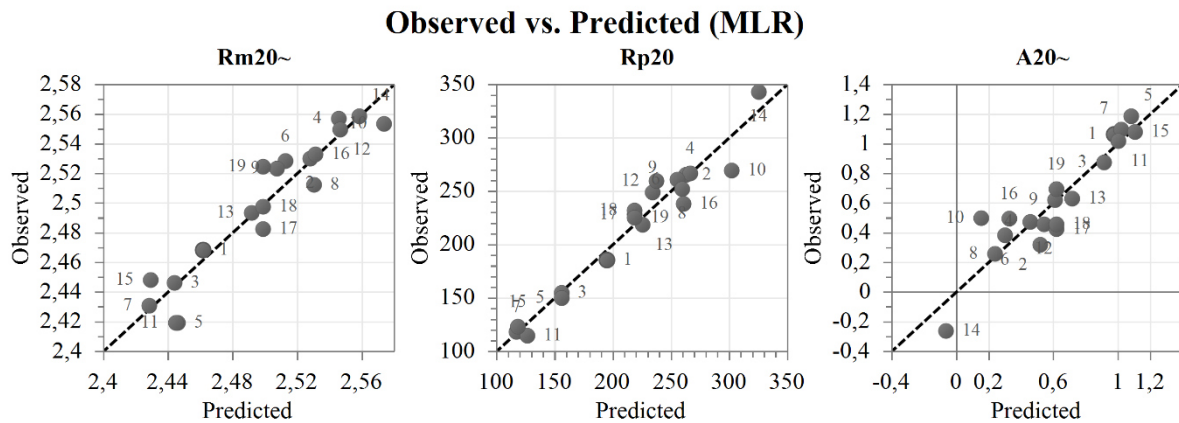


Abbildung 28 Observed vs. Predicted Plot für die Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A bei Raumtemperatur

Sobald das Modell angepasst ist, kann eine Optimierung erfolgen. Für Zielgrößen, die minimiert werden sollen, muss eine Obergrenze, und für Zielgrößen, die maximiert werden sollen, eine Untergrenze festgelegt werden. Für die Festlegung der Grenzen wird aus den zuvor geprüften konventionellen Legierungen diejenige ausgesucht, die bei 300 °C die höchsten mechanischen Eigenschaften aufweist. Als Hilfsvariable für die Wärmeleitfähigkeit wird der Anteil an intermetallischen Phasen auf den Korngrenzen herangezogen. Von den drei wichtigsten Gefügeeigenschaften, die die Wärmeleitfähigkeit beeinflussen (Anteil intermetallischer Phasen, Anteil gelöster Elemente im Mischkristall, Anzahl Korngrenzen), ist der Anteil intermetallischer Phasen mit den verfügbaren Mitteln am zuverlässigsten bestimmbar. Die Bestimmung des Anteils gelöster Elemente im Mischkristall ist über REM-/EDX-Messungen nur qualitativ möglich. Die Korngrößen werden ebenfalls ermittelt, gehen aber nicht als Hilfsvariable ein.

Die Auswertung der Ergebnisse (6. Schritt) und die Optimierung (7. Schritt in Abbildung 20) sind Teil der nun folgenden Ergebnisdarstellung.

5 Ergebnisse

5.1 Referenzwerte bekannter Aluminiumkupfergusslegierungen

5.1.1 Mechanische Eigenschaften

In quasi-statischen Zugversuchen wurden die drei Legierungen AlCu4Ti(Mg), AlCuNiCoSbZr und AlCuMnNiCe bei den Temperaturen 23 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C und 300 °C geprüft. Der Zugprüfung ging eine Wärmebehandlung mit Überalterung bei mindestens 200 °C für 100 Stunden voraus.

Den in den nachfolgenden Diagrammen dargestellten Werten liegen grundsätzlich drei Einzelmesswerte zugrunde und die Fehlerbalken stellen die Standardabweichung dar. Zum besseren Verständnis und zur Veranschaulichung von Effekten werden teilweise konkrete Messwerte und Wertebereiche angegeben. Die Wertebereiche umfassen dabei das Minimum und das Maximum der jeweiligen Legierung, unabhängig von der Variation der chemischen Zusammensetzung, außer es werden andere Angaben gemacht.

Im Folgenden werden erst die Ergebnisse der einzelnen Legierungen dargestellt, um im Anschluss alle drei Legierungen einander gegenüber zu stellen. Da zwischen den Legierungsvarianten jeweils nur ein Element variiert wurde, lassen sich anhand der vorliegenden Ergebnisse zum Teil Rückschlüsse auf die Wirkung einzelner Elemente auf die Eigenschaften der Legierungen ziehen, insofern keine Überschneidungen der Fehlerbalken vorliegen.

In Abbildung 29 sind die Kennwerte R_m , $R_{p0,2}$ und Bruchdehnung für die Legierung AlCu4Ti(Mg) aufgetragen, wobei die drei Varianten T1 bis T3 sich in den Mn- und Mg-Gehalten unterscheiden. Zur Untersuchung des Einflusses des Mn-Gehaltes im Bereich von 0,0 bis 0,5 Gew.-% werden T1 und T2 miteinander verglichen und der Einfluss von Mg mit Gehalten von 0,23 bis 0,36 Gew.-% kann anhand der Unterschiede zwischen T1 und T3 analysiert werden.

R_m und $R_{p0,2}$ verringern sich von Raumtemperatur (RT) zu 200 °C um maximal 20 % bzw. 19 %, d.h. die Legierung weist eine mäßig hohe Beständigkeit gegen Alterung auf. Bei RT weist die Legierung eine Zugfestigkeit R_m zwischen 380-410 MPa und bei 200 °C zwischen 305-325 MPa auf. Bis 300 °C fallen R_m und $R_{p0,2}$ um bis zu 80 % bzw. 87 % im Vergleich zu den Werten bei RT und liegen gerade noch bei 82-100 MPa bzw. 43-61

Ergebnisse

MPa. Die Bruchdehnung zeigt von RT (4,3 % - 5,4 %) bis 200 °C kaum eine Veränderung, steigt dann aber bis zu 30 % bei 300 °C an.

Bis 150 °C weist die Mn-freie Variante T1 höhere $R_{p0,2}$ -Werte auf als die beiden anderen Varianten T2 und T3, fällt bei höheren Temperaturen aber deutlich ab. Ab 250 °C zeigt Mn als Legierungszusatz in der AlCu₄Ti(Mg) seinen Effekt als temperaturstabilisierendes Element und die Variante T2 liegt in den $R_{p0,2}$ -Werten höher als T1 und T3, die kein Mn enthalten. Für R_m zeigt sich ein ähnliches Bild, allerdings nur bei 250 °C in eindeutiger Weise, da sich bei den anderen Temperaturen die Fehlerbalken aller Varianten überschneiden. Bis 200 °C scheint sich ein um 0,13 Gew.-% leicht erhöhter Mg-Gehalt bei AlCu₄Ti(Mg) negativ auf $R_{p0,2}$ auszuwirken und auf R_m keinen deutlichen Einfluss zu haben. Auf die Bruchdehnung hat ein höherer Mg-Gehalt bis 200 °C tendenziell einen positiven Einfluss, da hier die Werte über denen der Variante T1 liegen.

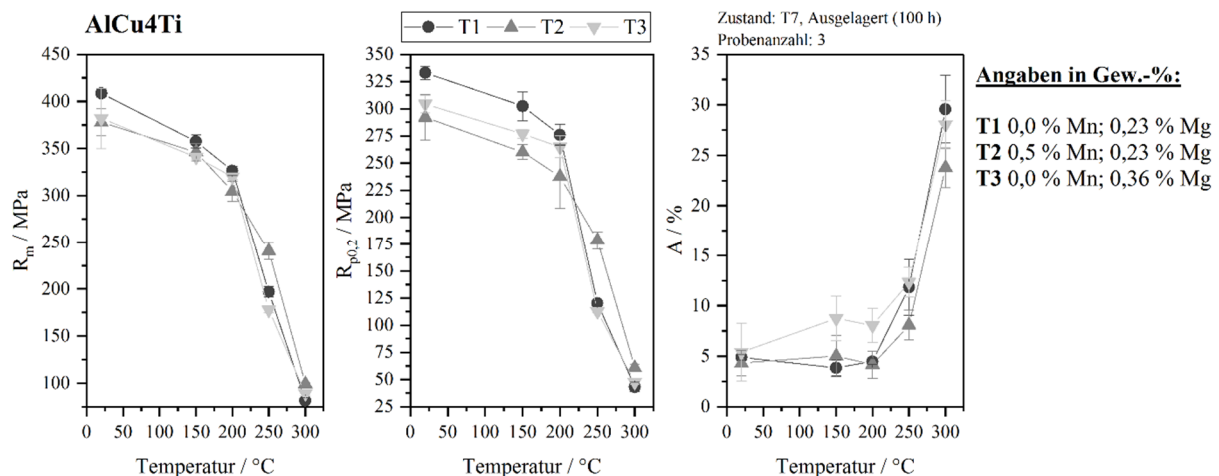


Abbildung 29 Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte R_m , $R_{p0,2}$ und A der Legierung AlCu₄Ti(Mg) bis 300 °C [112]

In Abbildung 30 sind die Kennwerte R_m , $R_{p0,2}$ und Bruchdehnung für die Legierung AlCuNiCoSbZr aufgetragen, wobei die drei Varianten R1 bis R3 sich in den Ni-Gehalten und im Zr:Ti-Verhältnis unterscheiden. Zur Untersuchung des Einflusses des Ni-Gehaltes im Bereich von 1,3 bis 1,7 Gew.-% werden R1 und R2 miteinander verglichen und der Einfluss eines Zr:Ti-Verhältnisses von 3:5 bzw. 5:2 mit Gehalten von 0,15 bis 0,33 Gew.-% Zr kann anhand der Unterschiede zwischen R2 und R3 analysiert werden.

Die Legierung AlCuNiCoSbZr weist auch bei 300 °C noch hohe mechanische Eigenschaften (R_m mit 144-154 MPa und $R_{p0,2}$ mit 89-104 MPa) auf und zeigt damit insgesamt eine hohe Beständigkeit gegen Alterung. Variante R3, welche bis 200 °C die höchsten $R_{p0,2}$ -Werte aufweist, fällt von RT bis 300 °C nur um 49 % bzw. 55 % in den Werten R_m

bzw. $R_{p0,2}$ ab. Zwar weist R2 die niedrigsten Festigkeitsverluste auf (R_m und $R_{p0,2}$ mit 45 % bzw. 41 %), allerdings ist hier der Referenzwert bei Raumtemperatur auch am niedrigsten. Alle drei Varianten weisen bei 250 °C einander ähnliche Werte für R_m und $R_{p0,2}$ auf, sodass dies den Schluss zulässt, dass weder Ni noch das Zr:Ti-Verhältnis einen maßgeblichen Einfluss auf die Alterungsbeständigkeit der Legierung haben. Die Bruchdehnung der Legierung liegt bei RT mit 3,3 bis 4,83 % in einem für Aluminiumgusslegierungen unteren Bereich und steigt unter Temperatureinfluss lediglich auf Werte bis 9,2 bis 11,6 % an.

Die kombinierte Einstellung von Ni und Zr an der oberen Spezifikationsgrenze bei 0,15 Gew.-% Ti (R3) wirkt sich positiv auf $R_{p0,2}$ bis 200 °C aus, denn die $R_{p0,2}$ -Werte liegen allesamt oberhalb derer der Varianten R1 und R2. Wird lediglich der Ni-Gehalt erhöht, wie bei Variante R2, so verschlechtern sich bis 200 °C sowohl R_m als auch $R_{p0,2}$.

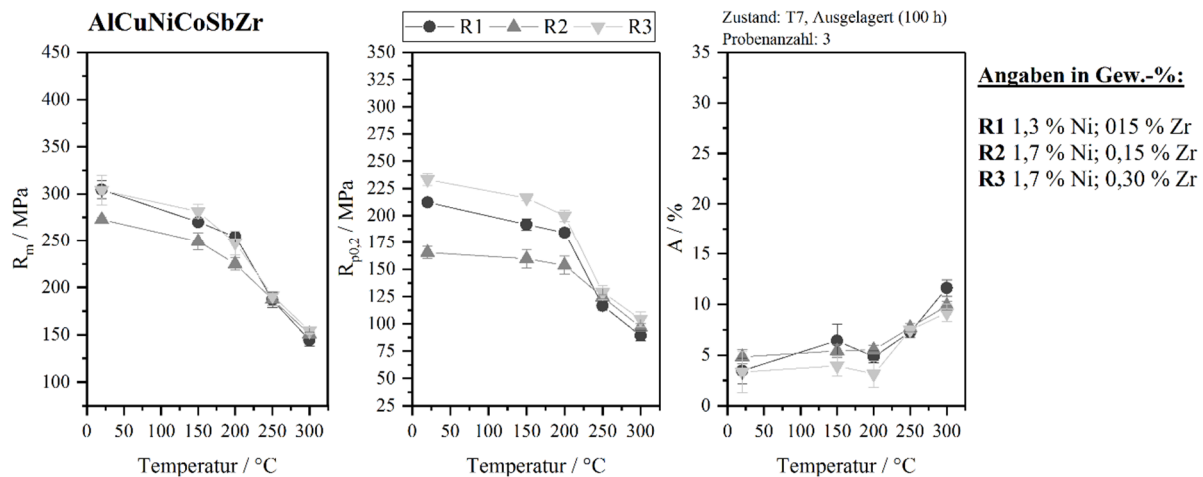


Abbildung 30 Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte R_m , $R_{p0,2}$ und A der Legierung AlCuNiCoSbZr bis 300 °C [112]

In Abbildung 31 sind die Kennwerte R_m , $R_{p0,2}$ und Bruchdehnung für die Legierung AlCuMnNiCe aufgetragen, wobei die zwei Varianten M1 und M2 sich im Ni-Gehalt im Bereich 0,5 bis 1,0 Gew.-% unterscheiden. Die Legierung AlCuMnNiCe zeigt mittlere Festigkeiten bei RT und die Alterungsbeständigkeit ist mittelmäßig. Von $R_{p0,2}$ -Werten zwischen 180-210 MPa bei RT verliert die Legierung bis 200 °C 28 % und bis 300 °C 71,2 % ihrer Dehngrenze. Die Bruchdehnung liegt bei dieser Legierung im mittleren Bereich (4,1-4,7 % bei RT) und steigt bei 300 °C auf bis zu 16 % an.

Die Legierungsvariante mit niedrigerem Ni-Gehalt (M1) weist bei RT höhere Festigkeiten und Dehngrenzen auf als Variante M2, während sich die Werte ab 150 °C jedoch annähern.

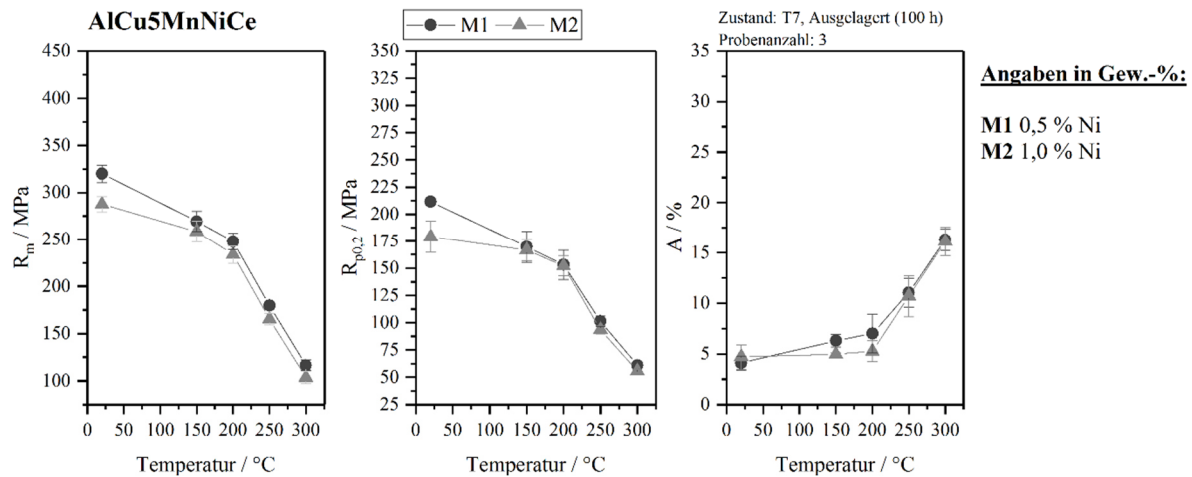


Abbildung 31 Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte R_m , $R_{p0,2}$ und A der Legierung AlCuMnNiCe bis 300 °C [112]

In der Gegenüberstellung der mechanischen Kennwerte und der Werte von der Härteprüfung nach Brinell in Abbildung 32 (a) bis (d) zeigt sich, dass die Legierung AlCu4Ti(Mg) bis 200 °C bei Festigkeit und Dehngrenze den anderen beiden Legierungen deutlich überlegen ist. Bei 250 °C weist lediglich noch die Mn-haltige Variante T2 von AlCu4Ti(Mg) die höchsten Werte auf, während die anderen Varianten in ähnlichen Bereichen liegen die anderen Legierungen. Bis 300 °C verlieren sowohl AlCu4Ti(Mg) als auch AlCuMnNiCe deutlich an Festigkeit und Dehngrenze und die Legierung AlCuNiCoSbZr kristallisiert sich als die temperaturstabilste Legierung unter den untersuchten Legierungen aus.

Die Legierung AlCuNiCoSbZr weist in der Variante R3 im Vergleich die niedrigste Bruchdehnung auf, die bis 300 °C auch nur leicht ansteigt. AlCu4Ti(Mg) zeigt mit der höher Mg-haltigen Variante die höchste Bruchdehnung. Ansonsten liegen die Legierungen bis 200 °C in ähnlichen Wertebereichen. Ab 200 °C nehmen alle Varianten der Legierung AlCu4Ti(Mg) deutlich in den Bruchdehnungswerten zu, die Legierung AlCuMnNiCe steigt mäßig und die Legierung AlCuNiCoSbZr nur leicht.

Bei der Messwerten der Härteprüfung liegt die Legierung AlCu4Ti(Mg) im oberen, AlCuNiCoSbZr im mittleren und AlCuMnNiCe im unteren Feld. Letztere zeigt eine relativ gute Alterungsbeständigkeit und liegt bei 300 °C im Mittelfeld. Die Härtewerte der Legierung AlCu4Ti(Mg) hingegen sinken bis 300 °C und liegen zusammen mit der Legierung R2 im unteren Bereich. Bei der Legierung AlCuNiCoSbZr scheinen die Härtewerte bei 300 °C sehr stark von der Zusammensetzung abzuhängen, da R3 die höchste Härte aufweist, während verglichen mit den anderen Legierungen R1 im mittleren und R2 im unteren Bereich liegen.

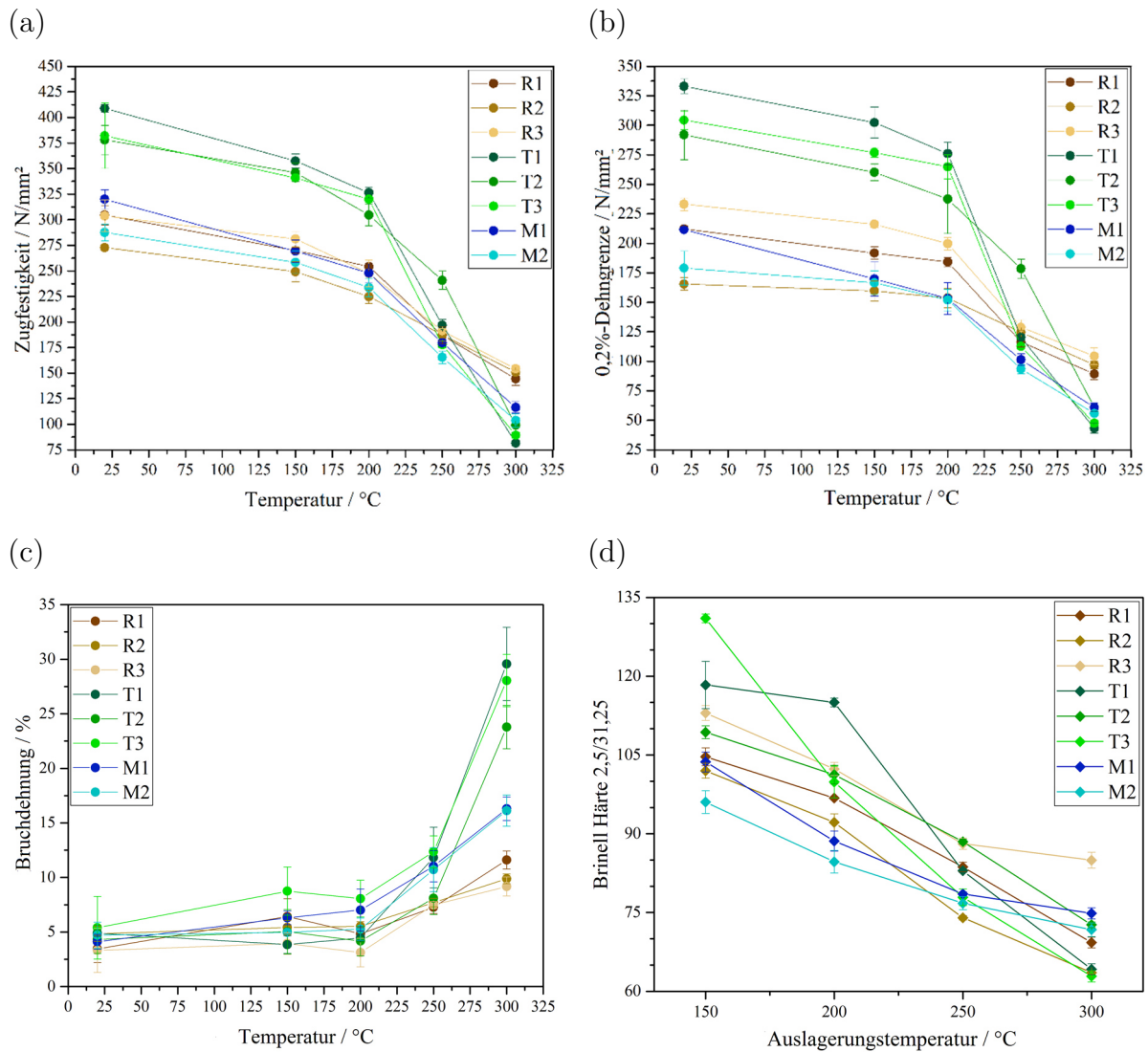


Abbildung 32 Mechanische Kennwerte der Legierungen $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) von Raumtemperatur bis 300 °C

Zusammenfassung:

- Die Legierung AlCuNiCoSbZr weist von den drei untersuchten Legierungen bei 300 °C die höchste Festigkeit und Dehngrenze auf. Die Legierung $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ hingegen weist bei Raumtemperatur die höchste Festigkeit und Dehngrenze auf.
- Bei $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ führen eine Erhöhung des Mg-Gehaltes zu einer Verbesserung der Bruchdehnung und eine Erhöhung des Mn-Gehaltes zu niedrigeren, erreichbaren Festigkeiten und Dehngrenzen bei Raumtemperatur, aber zu einer höheren Temperaturstabilität.
- Bei AlCuNiCoSbZr führen ein Ni- und Zr-Gehalt an der oberen Spezifikationsgrenze zu einer hohen Dehngrenze und zu hohen Härtewerten.
- Die Bruchdehnung der Legierung AlCuNiCoSbZr ist verglichen mit den beiden anderen untersuchten Legierungen die niedrigste, insbesondere bei hohen Temperaturen.

- Die Legierung AlCuMnNiCe liegt im Vergleich zu den beiden anderen untersuchten Legierungen mit im Zugversuch sowie in der Härteprüfung ermittelten Werten im mittleren bis unteren Wertebereich.

5.1.2 Gießtechnologische Eigenschaften

Durch Abguss von Gießspiralen in einer Aluminiumkokille und in furanharzgebundenen Sandformen werden das Fließ- und das Formfüllungsvermögen und durch Abguss der Sternkokille die Warmrissneigung der Legierungen AlCu₄Ti(Mg), AlCuNiCoSbZr und AlCuMnNiCe untersucht. Den dargestellten Ergebnissen liegen jeweils drei Proben zugrunde und die dargestellten Fehlerbalken entsprechen der Standardabweichung.

Die im oberen Teil des Diagramms in Abbildung 33 dargestellten Fließweglängen gelten als Maß für das Fließvermögen und die im unteren Teil dargestellten Vorlaufängen als Maß für das Formfüllungsvermögen einer Legierung. Im Diagramm ist gut zu erkennen, dass Fließweg- und Vorlaufängen sich bei den Legierungen unabhängig vom Gießverfahren (Kokillen- oder Sandguss) in gleicher Weise verändern. Die Fließweglängen im Sandguss liegen aufgrund des niedrigeren Wärmeübergangskoeffizienten des Sandes und der damit verbundenen langsameren Abkühlung der Schmelze höher als im Kokillenguss. Dieser Umstand führt auch zu einem besseren Formfüllungsvermögen, wie an den Vorlaufängen im unteren Teil des Diagramms zu erkennen ist, die deutlich kürzer sind als die Vorlaufängen im Kokillenguss.

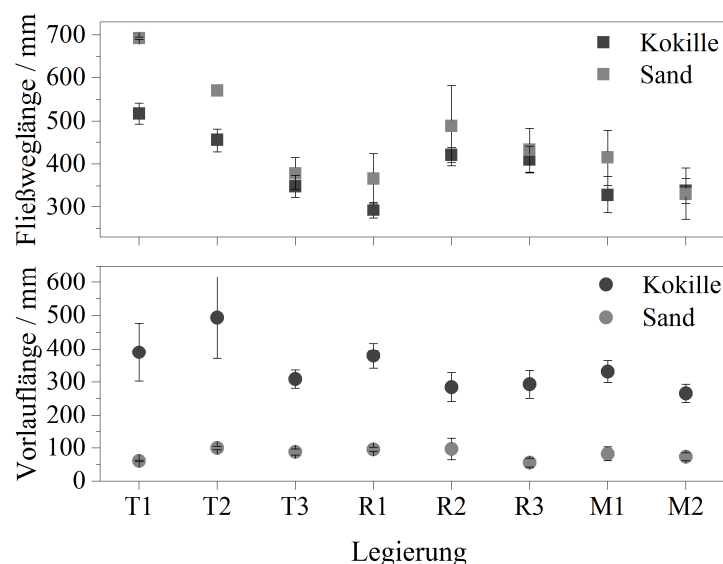


Abbildung 33 Mit der Spiralkokille ermittelte Messwerte des Fließ- und Formfüllungsvermögens der Legierungen AlCu₄Ti(Mg) (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) in Kokillen- und Sandguss [112]

Das Fließvermögen der Variante T1 der Legierung AlCu₄Ti(Mg) ist mit Abstand das höchste der untersuchten Legierungen, während T3, R1 und M2 das niedrigste aufweisen.

Auch T2 weist ein verhältnismäßig hohes Fließvermögen auf, während die anderen Legierungsvarianten im Mittelfeld liegen. Das Formfüllungsvermögen liegt bei allen Legierungen in ähnlichen Wertebereichen, schwankt aber bei T1 und T2 im Kokillenguss teilweise jedoch um über 300 mm. Die kürzesten Vorlaufängen, und damit das beste Formfüllungsvermögen, weisen tendenziell T3, R2, R3 und M2 auf.

Bei der Legierung AlCu4Ti(Mg) wirkt sich sowohl eine Erhöhung des Mg- als auch des Mn-Gehaltes negativ auf das Fließvermögen aus, wobei Mg das Fließvermögen stärker herabsetzt. Das Formfüllungsvermögen wiederum wird durch Mg leicht besser. Bei der Legierung AlCuNiCoSbZr führt die Erhöhung des Ni-Gehaltes zu einer Verbesserung von Fließ- und Formfüllungsvermögen. Wird zusätzlich der Zr-Gehalt an der oberen Spezifikationsgrenze von 0,3 Gew.-% eingestellt, verschlechtern sich Fließ- und Formfüllungsvermögen jedoch wieder leicht. Bei der Legierung AlCuMnNiCe verändert mehr Ni nichts am Fließvermögen, erhöht aber leicht das Formfüllungsvermögen. Die zweite ermittelte gießtechnologische Eigenschaft ist die Warmrissneigung. In Abbildung 34 sind die Mittelwerte aus drei Proben, die Standardabweichung und eine Warmrissempfindlichkeitskala aufgetragen. Die Skala hilft bei der Veranschaulichung, wo sich die untersuchten Legierungen in den fünf Klassifizierungen der Warmrissempfindlichkeit von „keine“ bis „sehr hoch“ einordnen lassen.

Die Mittelwerte der Legierung AlCuNiCoSbZr zeigen eine „mittlere“ und die der Legierung AlCu4Ti(Mg) eine „hohe“ Warmrissempfindlichkeit an. Bei der Legierung AlCuMnNiCe liegen die Mittelwerte in den Bereichen „mittel“ und „hoch“. Auffällig sind bei den Legierungen AlCuNiCoSbZr und AlCuMnNiCe die stark streuenden Messwerte. Rückschlüsse auf den Einfluss der Legierungselemente lassen sich aus diesem Grund nur bedingt ziehen. Lediglich bei Variante T3 ist zu erkennen, dass ein höherer Mg-Gehalt zu einer höheren Warmrissneigung zu führen scheint. Bei AlCuMnNiCe hat eine Erhöhung des Ni-Gehaltes einen tendenziell positiven Effekt und bei AlCuNiCoSbZr scheint sich eine Umkehr des Zr:Ti-Verhältnisses negativ auf die Warmrissneigung auszuwirken. Von den untersuchten Legierungen hat AlCuNiCoSbZr die niedrigste Warmrissneigung mit einem über die Varianten gemittelten Wert von 1,6, während AlCu4Ti(Mg) bei 3,0 und AlCuMnNiCe bei 2,0 liegen.

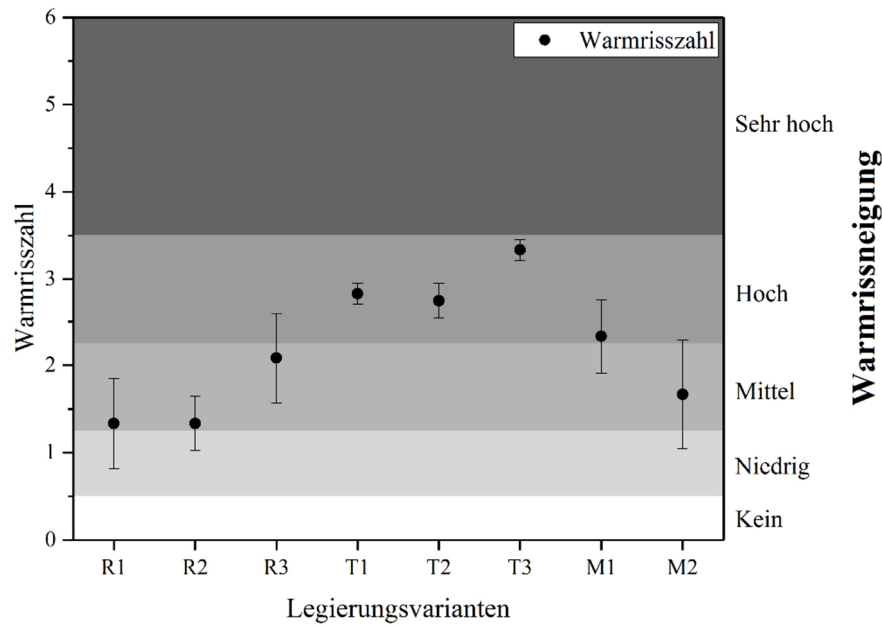


Abbildung 34 Mit der Sternkokille ermittelte Warmrisszahlen der Legierungen $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) [112]

Die Korngröße scheint in diesen Untersuchungen keinen Einfluss auf die Warmrissneigung zu haben, wie die Gegenüberstellung in Abbildung 35 andeutet. Die dort angegebenen Korngrößen wurden jeweils in der Mitte des längsten Armes der Sternkokillenprobe mittels Linienschnittverfahren bestimmt. Eine Messung der sekundären Dendritenarmabstände ist aufgrund der feindendritischen Kornstrukturen nicht möglich. In der Literatur wird der Korngröße ein starker Einfluss auf die Warmrissneigung zugeschrieben, wenn die Korngrößen zwischen 100 und 1170 μm [11] bzw. 50 und 390 μm [124] schwanken. Die Korngrößen liegen in diesen Untersuchungen jedoch zwischen 63 μm und 84 μm . Der Korngrößenunterschied zwischen den untersuchten Legierungen ist mit 21 μm im Vergleich zu den Literaturangaben somit sehr gering und eine Korrelation zu den Warmrisszahlen kann bei so geringen Korngrößenunterschieden nicht hergestellt werden.

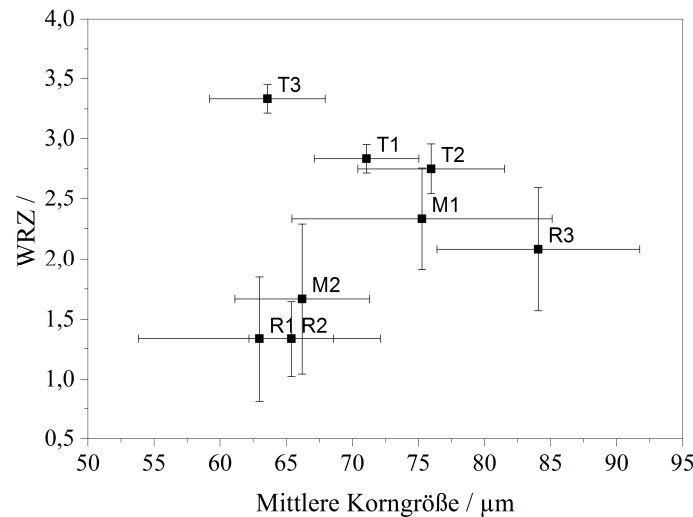


Abbildung 35 Gegenüberstellung von Warmrisszahlen und Korngrößen der Legierungen $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M)

Zusammenfassung:

- $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ weist das höchste Fließvermögen, aber gleichzeitig auch das niedrigste Formfüllungsvermögen auf, während die anderen Legierungen in ähnlichen Wertebereichen liegen.
- Die in den Gießspiralen ermittelten Kennwerte schwanken teilweise stark. Dies kann an der hohen Sensibilität der Kokille in Bezug auf Temperaturschwankungen zwischen den Abgüssen liegen, an einem möglichen Temperaturgradienten in der Kokille selbst sowie an der Gießtemperatur und der Gießgeschwindigkeit.
- AlCuNiCoSbZr weist die niedrigste und $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ weist die höchste Warmrissneigung auf, während AlCuMnNiCe im Mittelfeld liegt.
- Ein Korngrößenunterschied von 21 μm scheint bei den untersuchten Legierungen keinen Einfluss auf die Warmrissneigung zu haben.

5.1.3 Mikrostruktur

In Abbildung 36 sind die mittels Kontrastverfahren bestimmten Anteile an intermetallischen Phasen und Poren sowie die mittels Linienschnittverfahren gemessenen mittleren Korngrößen dargestellt. In Abbildung 36 (a) ist zu sehen, dass der Anteil intermetallischer Phasen bei jeder Legierung mit zunehmendem Legierungsgehalt steigt. Bei der Legierung $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ ist eine Zunahme an messbaren Phasenanteilen durch Zulegieren von 0,5 Gew.-% Mn deutlich sichtbar. Auch bei den Legierungen AlCuNiCoSbZr und AlCuMnNiCe ist eine Steigerung des Anteils intermetallischer Phasen erkennbar, was auf die Erhöhung des Ni-Gehaltes zurückgeführt werden kann. Die hier dargestellten Phasenanteile umfassen Phasen, die lichtmikroskopisch gut sichtbar sind. Da sekundäre Al_2Cu -Ausscheidungen im Auflichtmikroskop kaum bzw. gar nicht sichtbar sind, können diese bei der Messung nicht berücksichtigt werden. Durch Legierungselemente, wie z.B.

Mn und Ni, die bevorzugt intermetallische Verbindungen zusammen mit Cu bilden, erhöht sich der Anteil messbarer Phasen.

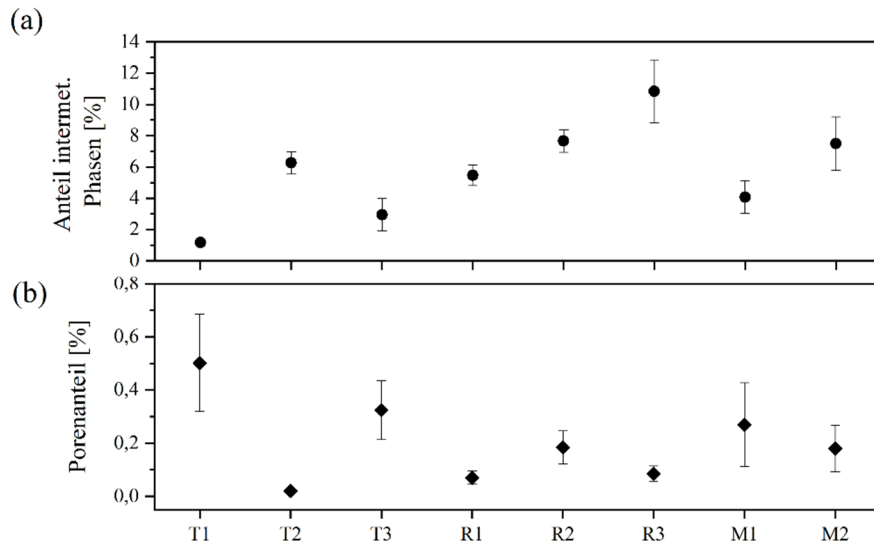


Abbildung 36 An Schliﬀproben aus der Stabkille mittels Kontrastverfahren bestimmte Anteile intermetallischer Phasen (a) und Porenanteile (b) der Legierungen $\text{AlCu}_4\text{Ti}(\text{Mg})$ (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M)

Aus Abbildung 36 (b) wird deutlich, dass eine gering ausgeprägte Porosität und Lun-kerneigung vorliegt, denn der angegebene Porenanteil, der sowohl Schrumpfungslunker als auch Porositäten umfasst, liegt bei allen Legierungen bei unter 1 %. Im Vergleich der Legierungen ist sowohl in Abbildung 36 als auch in einer Übersichtsaufnahme der Legie-rung $\text{AlCu}_4\text{Ti}(\text{Mg})$ ohne Mn-Zugabe in Abbildung 37 eine stärkere Lunkerneigung zu erkennen als bei der Legierung AlCuNiCoSbZr in Abbildung 38. Die höhere Lunkernei-gung spiegelt sich tendenziell auch in der höheren Warmrissneigung der Legierung wider.

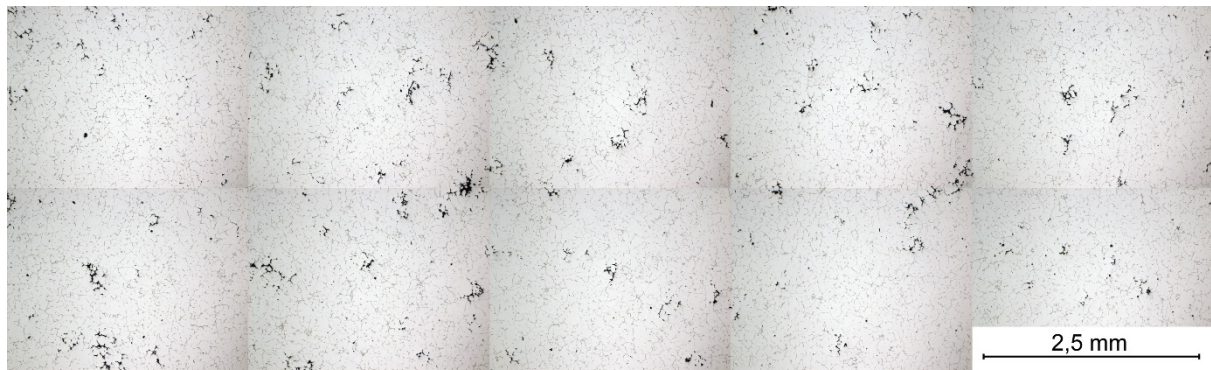


Abbildung 37 Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Legierung AlCu₄Ti(Mg), Variante T1, Stabkille, Vergrößerung 50x

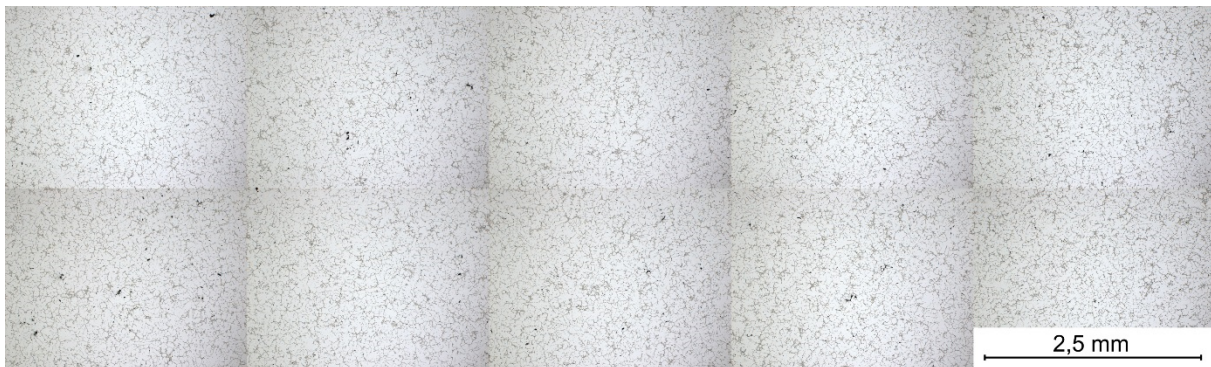


Abbildung 38 Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Legierung AlCuNiCoSbZr, Variante R1, Stabkille, Vergrößerung 50x

In Abbildung 39 sind die Korngrößen von Proben mit unterschiedlichen Abkühlungsgeschwindigkeiten aufgetragen. Bei den TA-Proben, die eine Abkühlungsgeschwindigkeit von etwa 0,5 K/s aufweisen, unterscheiden sich die Korngrößen untereinander deutlich. Mit 47-70 μm erreicht die Legierung AlCuNiCoSbZr die mit Abstand kleinsten mittleren Korngrößen, während die Körner der AlCu₄Ti(Mg) 123-153 μm groß sind. In der Sternkokille unterscheiden sich die Korngrößen zwischen den Legierungen kaum. Zudem ist hier kein Zusammenhang zur Warmrissneigung herstellbar.

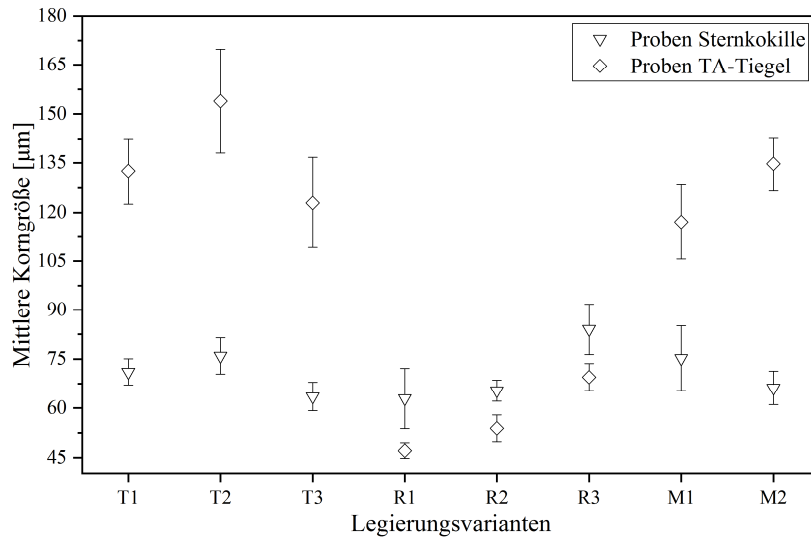


Abbildung 39 Mittlere Korngrößen bei unterschiedlichen Abkühlungsgeschwindigkeiten in Sternkokille und TA-Stahl-tiegel der Legierungen $\text{AlCu}_4\text{Ti}(\text{Mg})$ (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M)

5.1.4 Thermophysikalische Eigenschaften

Im Folgenden sind die Messwerte der spezifischen Wärmekapazität (Abbildung 40) und der Temperaturleitfähigkeit (Abbildung 41) dargestellt. In Verbindung mit der Dichte und der temperaturabhängigen Längenänderung wird die in Abbildung 42 dargestellte Wärmeleitfähigkeit berechnet.

Bei den Legierungen $\text{AlCu}_4\text{Ti}(\text{Mg})$ und AlCuNiCoSbZr liegt die spezifische Wärmekapazität bei RT unter dem, was in der Literatur für reines Aluminium ($0,9 \text{ J/gK}$) angegeben wird, während AlCuMnNiCe eine höhere Wärmekapazität aufweist.

Wie in Abbildung 40 zu sehen ist, wird die Wärmekapazität der Legierung $\text{AlCu}_4\text{Ti}(\text{Mg})$ durch Mn-Zusätze (T2) reduziert, während die Varianten T1 und T3 in ähnlichen Wertebereichen liegen. Bei der Legierung AlCuNiCoSbZr hat ein höherer Ni-Gehalt keinen Einfluss, aber die kombinierte Zugabe von Ni und Zr senkt die Wärmekapazität. Bei AlCuMnNiCe senkt Ni die Wärmekapazität.

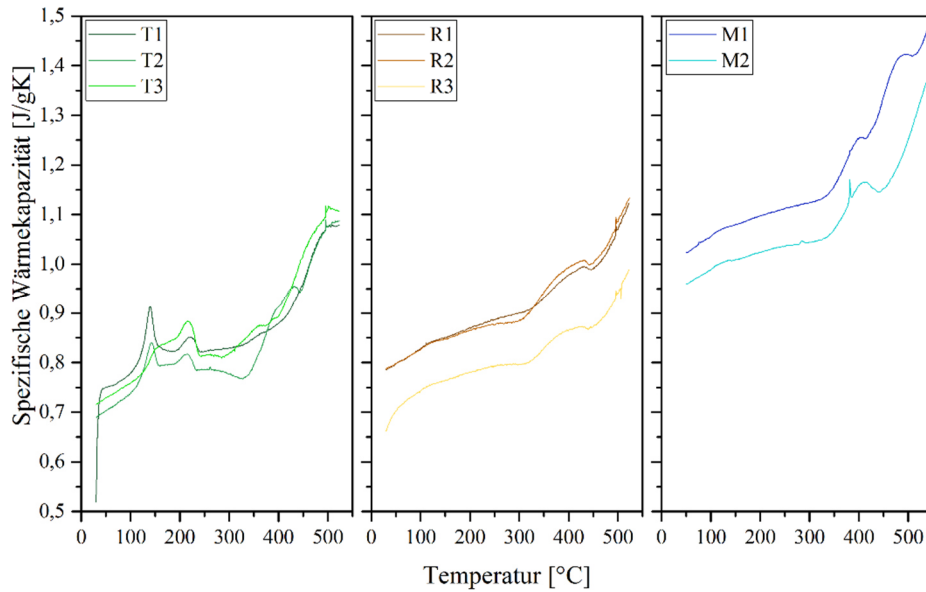


Abbildung 40 Mittels DSC gemessene spezifische Wärmekapazität c_p von RT bis 530 °C der Legierungen $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) [1]

Die Legierung $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ hat, wie aus Abbildung 41 ersichtlich wird, eine insgesamt höhere Temperaturleitfähigkeit als die Legierung AlCuNiCoSbZr . Eine Erhöhung der Prüftemperatur führt bei $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ zu einem steten Abfall in der Temperaturleitfähigkeit, während bei der Legierung AlCuNiCoSbZr die Temperaturleitfähigkeit bis etwa 200 °C erst zu- und dann wieder abnimmt. Die höchste Leitfähigkeit aller untersuchten Legierungen hat AlCuMnNiCe bei der Variante M1. M2 hingegen liegt in einem ähnlichen Wertebereich wie AlCuNiCoSbZr . In $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ erhöht Mg und in AlCuNiCoSbZr die kombinierte Zugabe von Ni und Zr die thermische Leitfähigkeit leicht. In AlCuMnNiCe wirkt sich ein niedrigerer Ni-Gehalt positiv auf die Leitfähigkeit aus.

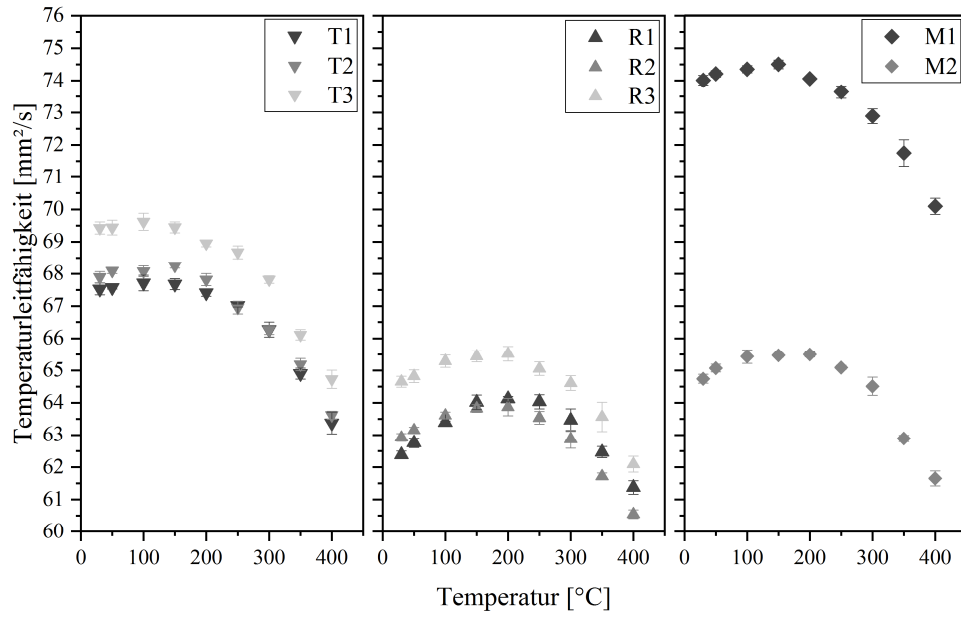


Abbildung 41 Mittels Laserflash-Verfahren gemessene Temperaturleitfähigkeit α der Legierungen $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) (in Anlehnung an [112])

Die aus Temperaturleitfähigkeit und Wärmekapazität berechnete Wärmeleitfähigkeit der Legierungen liegt bei $\text{AlCu}_4\text{Ti(Mg)}$ und AlCuNiCoSbZr in ähnlichen Bereichen. Die Legierung AlCuMnNiCe hat die höchste Wärmeleitfähigkeit aller untersuchten Legierungen.

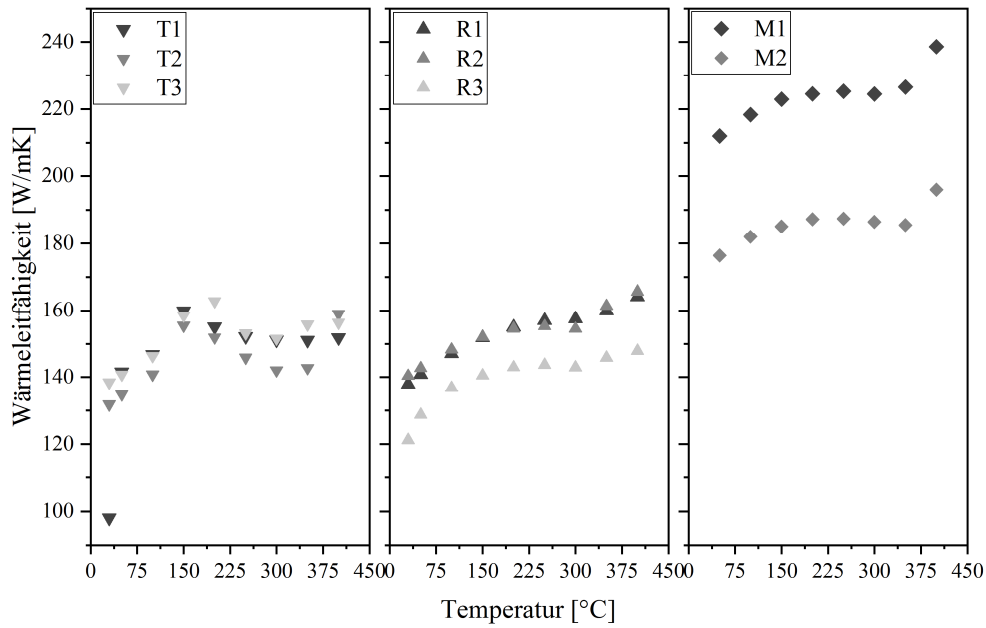


Abbildung 42 Berechnete Wärmeleitfähigkeiten der Legierungen $AlCu_4Ti(Mg)$ (T), $AlCuNiCoSbZr$ (R) und $AlCuMnNiCe$ (M) (in Anlehnung an [112])

5.1.5 Einfluss verkürzter Wärmebehandlungszeiten auf die mechanischen Eigenschaften

Der Einfluss einer verkürzten Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur wird, wie bei den vorangegangenen Ti-Versuchen, an den zwei Legierungsvarianten T2 und R3 überprüft. Variante R2 wird aufgrund der ähnlichen mechanischen Eigenschaften wie R3 nicht geprüft.

Die Ergebnisse der Zugprüfung sind in Abbildung 43 dargestellt. Der Einfluss der Lösungsglühdauer ist durch Vergleich von WB1 und WB3 bzw. WB2 und WB4 erkennbar und der Einfluss der Auslagerungsdauer durch Vergleich von WB1 mit WB2 und WB3 mit WB4.

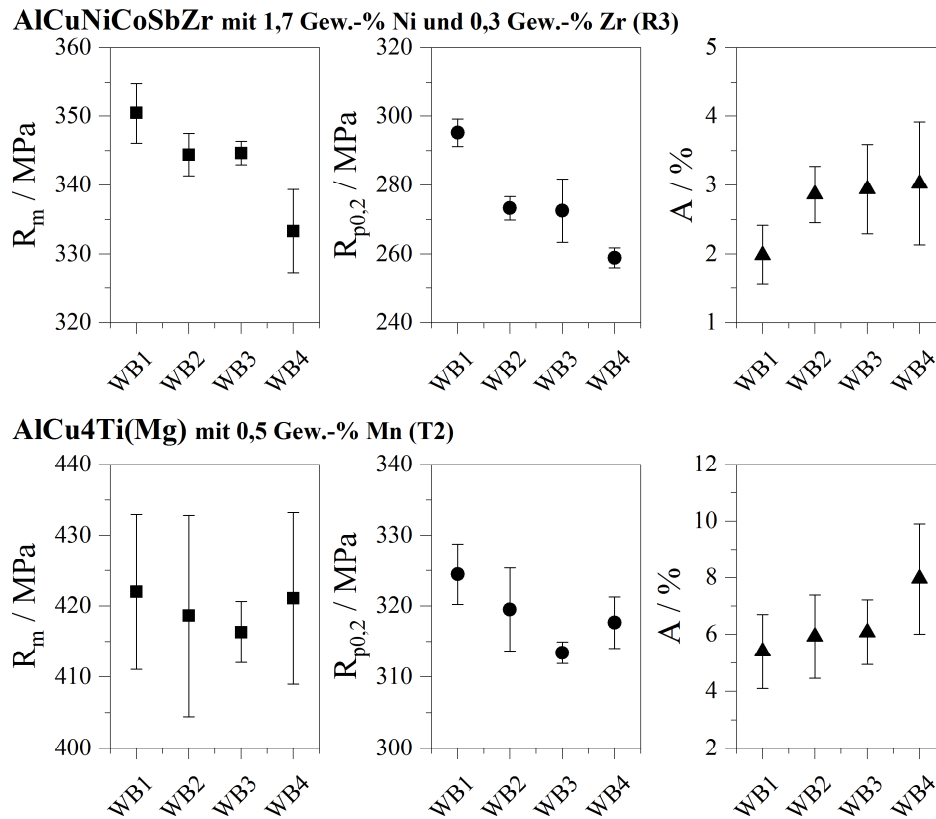


Abbildung 43 Mechanische Eigenschaften der zwei Legierungen AlCu₄Ti(Mg) und AlCuNiCoSbZr bei Raumtemperatur nach verschiedenen Wärmebehandlungen

Die Kennwerte Zugfestigkeit und Dehngrenze sind bei der Legierung AlCuNiCoSbZr bei der längsten Wärmebehandlungsdauer (WB1) am höchsten. Zudem liegt hier auch das größte Streckgrenzverhältnis vor. Eine Verkürzung der Lösungsglühdauer von 6 auf 4 Stunden führt bei der Dehngrenze zu einer Reduktion der erreichbaren Werte. Dies kann ein Hinweis darauf sein, dass der Lösungsvorgang des Cu im Mischkristall nach 4 Stunden noch nicht abgeschlossen ist. Aber auch eine Verkürzung der Auslagerungszeit von 8 auf 4 Stunden führt zu niedrigen Dehngrenzen, was bedeutet, dass der Werkstoff unteraltert ist, also lediglich GP I- und GP II-Teilchen vorliegen. Eine mögliche Erklärung ist, dass eine s oder mehrere der Legierungselemente der Legierung AlCuNiCoSbZr die Umwandlungspunkte zu späteren Zeitpunkten verschieben.

Die Legierung AlCu₄Ti(Mg) erfährt durch die verkürzte Wärmebehandlung eine stärkere Streuung der Zugfestigkeitswerte, aber weder eine Verbesserung noch eine Verschlechterung. Die Dehngrenze erhöht sich durch längeres Lösungsglühen, wenn anschließend eine längere Auslagerung folgt. Wird nur für 4 Stunden lösungsgeglüht, führt eine kürzere Auslagerung zu leicht höheren Dehngrenzen und einer höheren Bruchdehnung. Möglich-

erwise ist die Legierung AlCuTi(Mg) so stark unteraltert, dass der überwiegende Festigkeitsmechanismus der der Mischkristallhärtung ist und überwiegend GPI-Zonen vorliegen.

5.2 Einfluss von Titan auf Korngröße, Warmrissneigung und Temperaturleitfähigkeit

In Abbildung 44 sind die Korngrößen der zwei Legierungen AlCu₄Ti(Mg) (KF1 mit 0,146 Gew.-% Ti; KF2 mit 0,196 Gew.-% Ti) und AlCuNiCoSbZr (KF3 und KF5 mit 0,105 Gew.-% Ti; KF4 und KF6 mit 0,155 Gew.-% Ti) in Sternkokillenproben und in Croningsand-Tiegelproben dargestellt. Bei der Legierung AlCu₄Ti(Mg) sind mit höherem Ti-Gehalt bei schnellerer Abkühlung die Korngrößen geringer und bei langsamerer Abkühlung gleich, während bei der Legierung AlCuNiCoSbZr mit steigendem Ti-Gehalt nur im Croningsand-Tiegel die Korngrößen reduziert werden. In der Sternkokille sind die Körner bei höherem Ti-Gehalt um 20-35 µm größer. Die mittleren Korngrößen sind somit abhängig von den Abkühlungsbedingungen und damit vom Gießprozess.

Die inhomogenere Korngrößenverteilung im Croningsand-Tiegel wird einerseits durch Seigerungen verursacht. Während der Erstarrung kommt es zur Probenmitte hin aufgrund von Seigerungseffekten zu Elementanreicherungen in der Schmelze, was zu einer Veränderung der Wirksamkeit von Kornfeinungsmitteln führen kann, wenn diese mit den Elementen wechselwirken. Andererseits kommen die Korngrößenunterschiede durch unterschiedliche Abkühlungsgeschwindigkeiten über den Probenquerschnitt zustande. Die unterschiedlichen Temperaturgradienten zwischen Probenrand und -mitte führen zu Unterschieden in der auftretenden Unterkühlung und damit zu lokal unterschiedlichen Keimbildungsraten. Während die Randschale wegen der hohen thermischen Unterkühlung ausgehend von der Formwand kleinste Korngrößen aufweist, sind in der Probenmitte in erster Linie die konstitutionelle Unterkühlung zusammen mit heterogenen Keimstellen keimbildungs- und wachstumsbestimmend. Im Übergangsbereich ist es eine Mischung aus beiden Unterkühlungsarten.

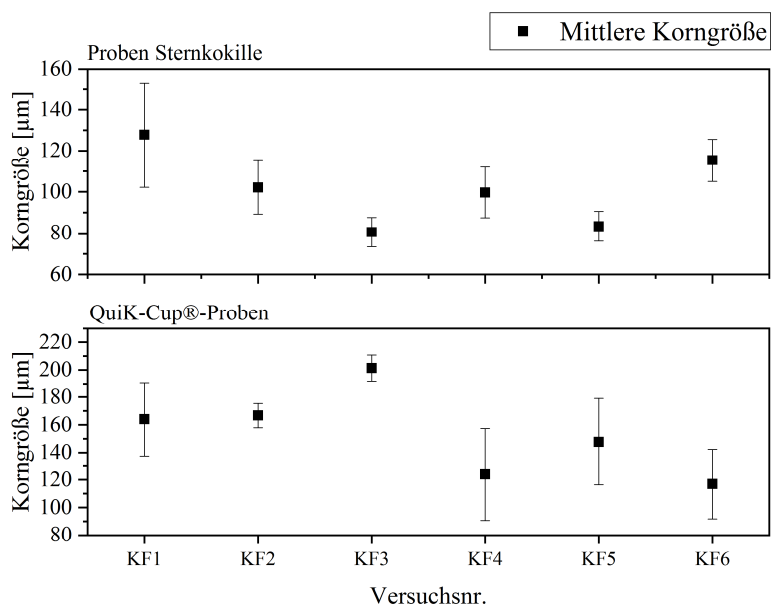


Abbildung 44 Korngrößen der Versuchslegierungen KF1-KF6 in Sternkokille und Croningsand.-Tiegel (QuiK-Cup®)

Beim Vergleich der Korngrößen mit den vorangegangenen Untersuchungen bei einem Ti-Gehalt von 0,15-0,25 Gew.-% fällt auf, dass bei den Proben aus den Versuchen KF1 bis KF6 die Korngrößen gestiegen sind (s. Tabelle 13). Da die Abkühlungsgeschwindigkeit in beiden Probenformen ähnlich ist, lässt sich der Korngrößenunterschied auf die Ti- und Zr-Gehalte zurückführen. Bei der Legierung AlCu4Ti(Mg) führt ein Ti-Gehalt von 0,25 Gew.-% zu leicht geringeren Korngrößen als Ti-Gehalte zwischen 0,15 und 0,20 Gew.-%. Bei der Legierung AlCuNiCoSbZr reduzieren sowohl ein Ti- als auch ein Zr-Überschuss über das jeweils andere Element die Korngröße, wobei ein Ti:Zr-Verhältnis von 1,7 die kleinsten Korngrößen von 54 µm hervorruft. Es ist davon auszugehen, dass bei einem Ti-Überschuss überwiegend Al₃Ti-Substrate und bei einem Zr-Überschuss in erster Linie Al₃Zr-Substrate als Keimstellen für den α-Mischkristall wirken.

Tabelle 13 Übersicht über Korngrößen in Abhängigkeit von Legierung und Ti-Gehalt

| Legierung | Korngröße in µm // Legierungsvariante; Gew.-% Ti | |
|--------------|--|--------------------|
| Probenform | TA-Stahl Tiegel | Croningsand-Tiegel |
| AlCu4Ti(Mg) | 154 // T2; 0,25 | 164 // KF1; 0,15 |
| | | 167 // KF2; 0,20 |
| AlCuNiCoSbZr | 54 // R2*; 0,25 | 201 // KF3; 0,11 |
| | | 124 // KF4; 0,16 |
| | 69 // R3**; 0,15 | 148 // KF5; 0,11 |
| | | 117 // KF6; 0,16 |

* 0,15 Gew.-% Zr; **0,3 Gew.-% Zr

Die Warmrisszahlen der Legierungen sind in Abbildung 45 dargestellt. Eine Veränderung des Ti-Gehaltes zieht keine signifikante Veränderung der Warmrissneigung nach sich. Die Proben des Versuchs KF2 waren nicht auswertbar, da die Kokille in keinem der Versuche vollständig ausgelaufen ist. Die Warmrissneigung der AlCu4Ti(Mg) ist trotz veränderten Ti-Gehaltes „hoch“ und hat sich somit im Vergleich zu den vorangegangenen Untersuchungen kaum verändert. Die Warmrissneigung der AlCuNiCoSbZr Legierung hat sich leicht verschlechtert im Vergleich zu den zuvor ermittelten Warmrisszahlen mit 0,25 Gew.-% Ti. Dafür kann der leichte Anstieg der Korngrößen in den Sternkokillenproben von KF3 und KF5 um 0,05 Gew.-% zu KF4 und KF6 verantwortlich sein.

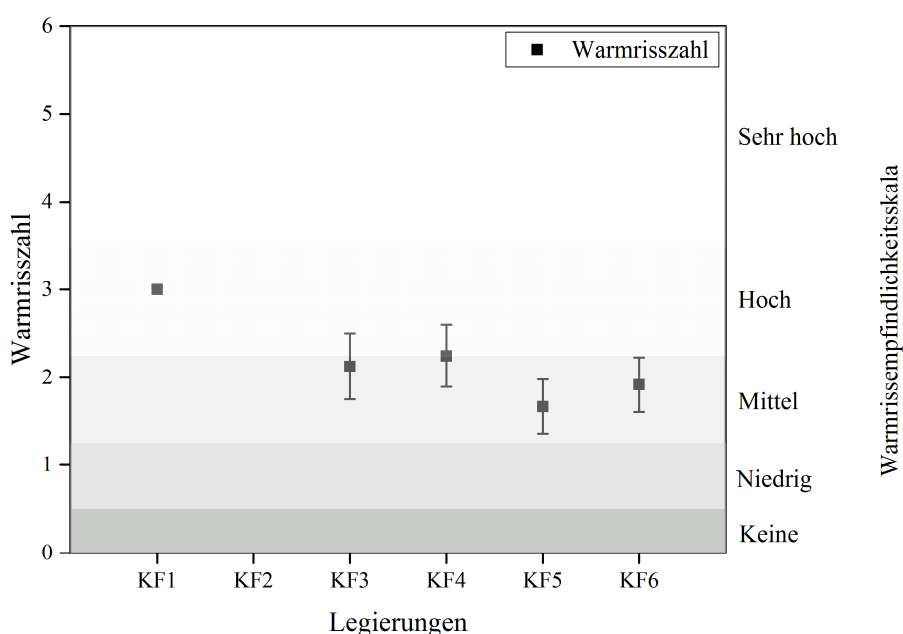


Abbildung 45 Warmrisszahlen der Versuchslegierungen KF1-KF6

Die Prüfung der Temperaturleitfähigkeit ergibt, dass in der Legierung AlCu4Ti(Mg) eine Reduktion des Ti-Gehaltes um 0,05 Gew.-% zu keiner merklichen Veränderung führt. Bei der Legierung AlCuNiCoSbZr bewirkt eine Reduktion des Ti-Gehaltes um 0,1 Gew.-% eine Steigerung der Temperaturleitfähigkeit, wenn der Zr-Gehalt bei 0,15 Gew.-% eingestellt ist. Liegt der Zr-Gehalt bei 0,3 Gew.-%, so bleibt die Temperaturleitfähigkeit trotz reduzierten Ti-Gehaltes gleich.

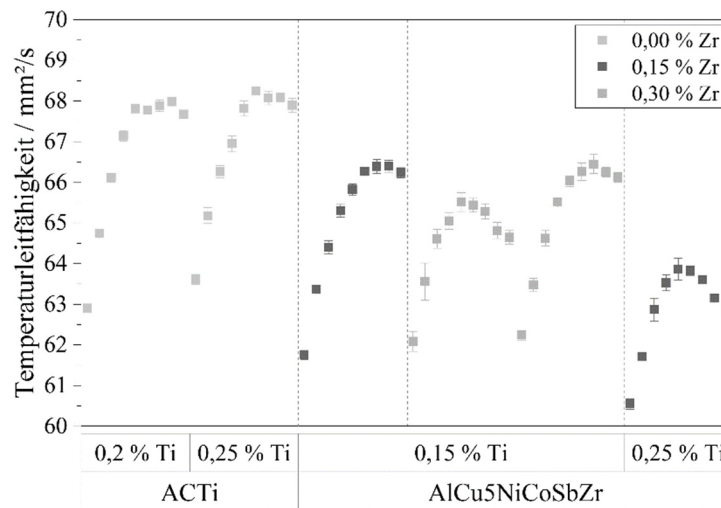


Abbildung 46 Temperaturleitfähigkeit der Versuchslegierungen KF1-KF6

Eine Reduktion des Ti-Gehaltes um minimal 0,055 und maximal 0,145 Gew.-% reduziert bei diesen Untersuchungen nur bedingt Korngröße und Warmrissneigung. Die Temperaturleitfähigkeit steigt bei einer Reduktion des Ti-Gehaltes um 0,1 Gew.-% bei der Legierung AlCuNiCoSbZr, wenn der Zr-Gehalt niedrig eingestellt ist. Letzteres lässt sich darauf zurückführen, dass das Element Zr, ebenso wie Ti, die elektrische Leitfähigkeit, und damit die Temperaturleitfähigkeit, in binären Aluminiumlegierungen stark absenkt.

5.3 Vorhersagekriterien für Korngröße und Warmrissneigung von AlCu-Gusslegierungen

Im Folgenden werden die Ergebnisse zur Überprüfung unterschiedlicher Vorhersagekriterien dargestellt. Zur Vorhersage der Korngröße werden der KF16-Wert sowie der GRF herangezogen. Für die Warmrissvorhersage werden die aus der Literatur bekannten Werte TFR und CSC überprüft. Darüber hinaus wird überprüft, ob das Erstarrungsintervall als Vorhersagekriterium geeignet ist.

5.3.1 Vorhersage der Korngröße

Anhand des empirischen KF16-Wertes, der in Abbildung 47 über der Korngröße aufgetragen ist, kann die Korngröße in den untersuchten AlCu-Legierungen AlCu4Ti(Mg) und AlCuNiCoSbZr vorhergesagt werden. Die Gegenüberstellung zeigt, dass mit der thermischen Analyse auch geringe Veränderungen im Erstarrungsablauf durch einen um lediglich 0,05 Gew.-% veränderten Ti-Gehalt zuverlässig erfasst werden können.

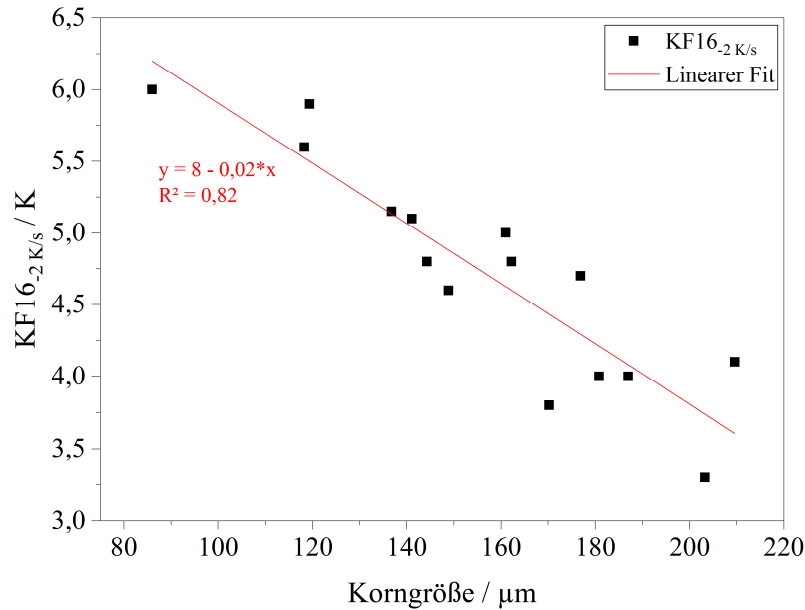


Abbildung 47 KF16-Wert über der Korngröße ermittelt an den Versuchslegierungen KF1-KF6

Bei der Gegenüberstellung in Abbildung 48 des theoretischen Kennwerts GRF mit der gemessenen mittleren Korngröße ist eine Tendenz zu niedrigeren Korngrößen erkennbar. Mit steigendem Ti-Gehalt steigt der GRF und sinkt die Korngröße (von KF3 zu KF4 bzw. KF5 zu KF6). Lediglich bei KF1 zu KF2 ist dieser Effekt nicht zu beobachten, da die Korngröße durch die Ti-Zugabe von 0,05 Gew.-% nicht verringert wurde.

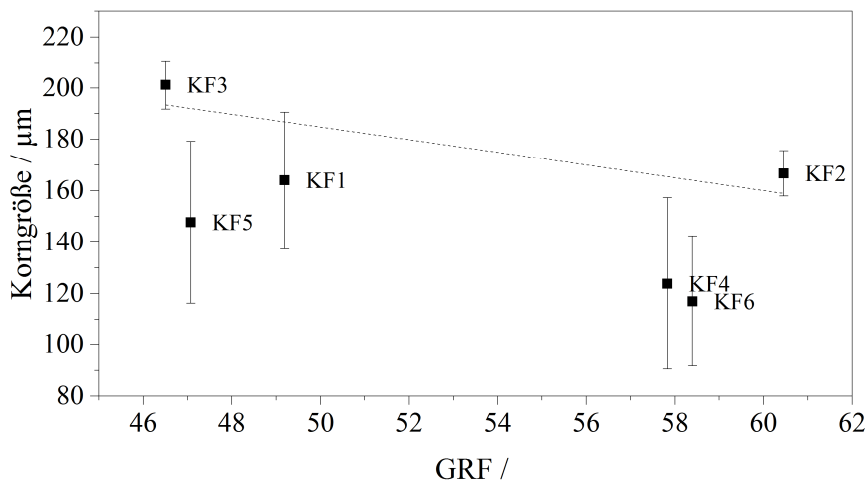


Abbildung 48 Korngröße über GRF für die Versuchslegierungen KF1-KF6

5.3.2 Vorhersage der Warmrissneigung

Für die Vorhersage der Warmrissneigung einer Legierung wurden in der Literatur unterschiedliche Konzepte entwickelt, von denen die folgenden zwei Kennwerte auf ihre Anwendbarkeit an den Legierungen AlCu4Ti(Mg), AlCuNiCoSbZr und AlCuMnNiCe überprüft wird:

Ergebnisse

- Terminal Freezing Range (TFR)
- Cracking Susceptibility Coefficient (CSC)

Darüber hinaus wird untersucht, ob die Breite des Erstarrungsintervalls mit der Warmrissneigung korreliert und somit als Vorhersagekriterium geeignet ist.

Für das Terminal Freezing Range (TFR) werden unter Anwendung von Scheilberechnungen in ThermoCalc die Temperaturen bei verschiedenen Festphasenanteilen bestimmt. Die entsprechend der Literatur infrage kommenden Festphasenbereiche sind in Tabelle 14 aufgeführt und liegen zwischen 80 % und 99 %. Die anschließend berechneten Temperaturdifferenzen der Festphasenbereiche sind in Abbildung 49 den Warmrisszahlen gegenübergestellt. Mithilfe einer linearen Regression werden die einzelnen Festphasenbereiche auf ihre Korrelation mit der Warmrisszahl überprüft. Je größer das Bestimmtheitsmaß ist ($R^2 \rightarrow 1,0$), desto größer ist die Korrelation zwischen dem gewählten Festphasenbereich und der Warmrisszahl. In Tabelle 14 sind die sich ergebenden Bestimmtheitsmaße R^2 eingetragen. Der Festphasenbereich zwischen 85 und 95 % weist die höchste Korrelation mit den ermittelten Warmrisszahlen auf ($R^2=0,85$).

Tabelle 14 Bestimmtheitsmaße R^2 der untersuchten Festphasenbereiche zur Überprüfung der Übereinstimmung von TFR und ermittelter Warmrisszahl

| Festphasenbereich in % | R^2 |
|------------------------|--------|
| 85-95 | 0,85 |
| 80-95 | 0,83 |
| 90-95 | 0,0748 |
| 90-98 | 0,0429 |
| 95-99 | 0,0215 |
| 95-98 | 0,0024 |
| 90-99 | 0,0005 |

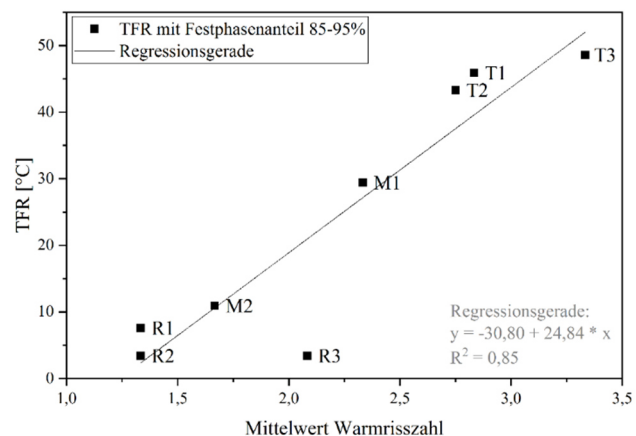


Abbildung 49 Gegenüberstellung von Warmrisszahlen der Legierungen $AlCu_4Ti(Mg)$, $AlCuNiCoSbZr$ und $AlCuMnNiCe$ mit dem in ThermoCalc berechneten Terminal Freezing Range (in Anlehnung an [112])

Die Gegenüberstellung des halbempirischen CSC mit der Warmrisszahl zeigt eine steigende Warmrisszahl mit sinkendem CSC. Diese Korrelation steht im Widerspruch zur

Idee des CSC, nach der eine sinkende warmrissempfindliche Zeitdauer t_V bzw. eine steigende warmrissunempfindliche Zeitdauer t_R zu einem sinkenden CSC führen sollte, wenn die Warmrissneigung sinkt.

Nun steht die Beobachtung nicht vollends im Widerspruch, wenn folgender Zusammenhang berücksichtigt wird: je mehr latente Wärme zum Ende der Erstarrung hin frei wird, d.h. wenn ein hoher Anteil eutektischer Phase erstarrt, dann steigt damit die zugehörige Zeitdauer t_V an. Dadurch sinkt der CSC, wenn t_R gleichbleibt. Zugleich sinkt mit einem hohen Anteil eutektischer Phase die Warmrissneigung. Da AlCu-Legierungen unter Ungleichgewichtsbedingungen bereits deutlich unterhalb der Löslichkeitsgrenze eutektische Al_2Cu -Phase bilden, lässt sich dieser Effekt begründen.

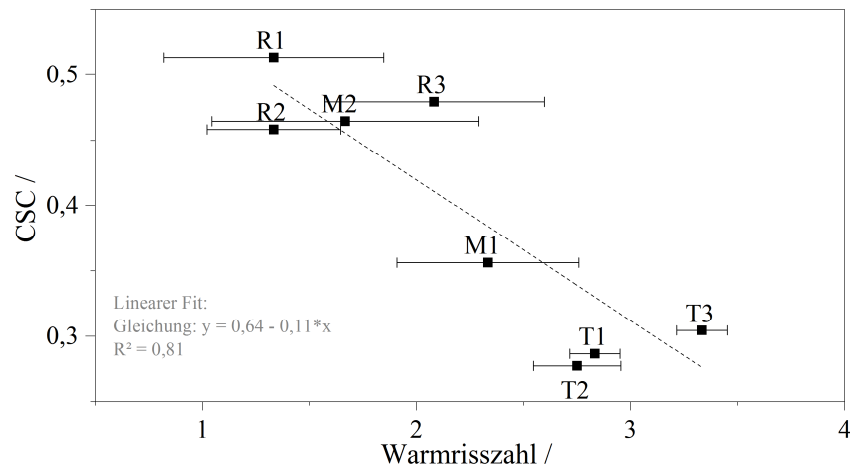


Abbildung 50 Cracking Susceptibility Coefficient der Legierungen AlCuNiCoSbZr, AlCu4Ti(Mg) und AlCuMnNiCe

Neben dem letzten Erstarrungsbereich, wie er bei den Kennwerten TFR und CSC berücksichtigt wird, sollte auch die Breite des Erstarrungsintervalls einen Hinweis auf die Warmrissneigung einer Legierung geben können.

Das unter Gleichgewichtsbedingungen berechnete Erstarrungsintervall zeigt keine Übereinstimmung mit der Warmrisszahl ($R^2=0,07$), während das nach Scheil-Gulliver berechnete Erstarrungsintervall, wie in Abbildung 51 (a) zu sehen ist, gut mit der Warmrisszahl ($R^2=0,72$) übereinstimmt.

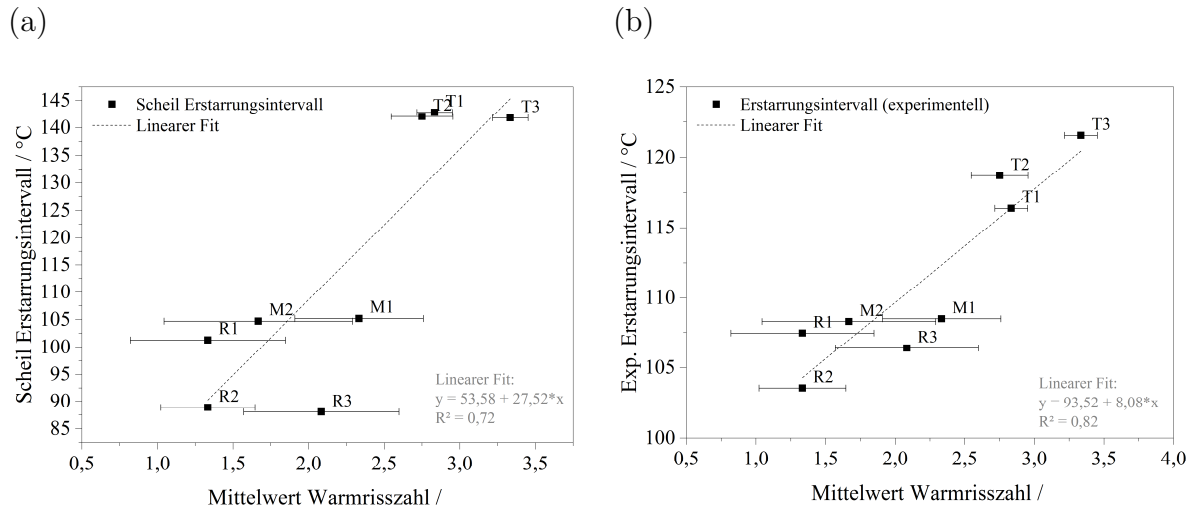


Abbildung 51 Erstarrungsintervalle der Legierungen $AlCu_4Ti(Mg)$, $AlCuNiCoSbZr$ und $AlCuMnNiCe$ (a) berechnet nach Scheil und (b) experimentell bestimmt aus der Thermischen Analyse

Da viele Gießereien über eine Thermische Analyse (TA), aber nicht über eine thermodynamische Berechnungssoftware verfügen, wird zudem ein experimentelles Erstarrungsintervall aus der thermischen Analyse bestimmt und der Warmrisszahl gegenübergestellt. Das experimentell bestimmte Erstarrungsintervall, das in Abbildung 51(b) dargestellt ist, weist eine höhere Korrelation ($R^2=0,82$) mit der Warmrisszahl auf als das nach Scheil-Gulliver berechnete Erstarrungsintervall. Somit steht über die TA ein einfaches, unmittelbares Werkzeug zur Vorhersage der Warmrissneigung einer AlCu-Gusslegierung zur Verfügung.

Zusammenfassung:

- Sowohl der empirisch aus der thermischen Analyse bestimmte KF16-Wert als auch der theoretische GRF eignen sich zur Korngrößenvorhersage bei AlCu-Gusslegierungen, wobei der KF16-Wert eine höhere Korrelation aufweist als der GRF.
- Das TFR mit einem Festphasenbereich von 85-95 % eignet sich gut für eine Vorhersage der Warmrissneigung.
- Der CSC weist eine Korrelation zur Warmrisszahl auf, zeigt aber widersprüchliches Verhalten in Bezug auf die Idee des Konzeptes CSC: laut Theorie sollte der CSC mit sinkender Warmrissneigung ebenfalls fallen. Bei den untersuchten Legierungen steigt der CSC mit sinkender Warmrissneigung, was sich durch die Entstehung von latenter Wärme bei der Erstarrung eutektischer Al_2Cu -Phase erklären lässt.
- Das nach Scheil-Gulliver berechnete Erstarrungsintervall eignet sich ebenso wie das aus der thermischen Analyse bestimmte Erstarrungsintervall für eine Warmrissvorhersage bei AlCu-Gusslegierungen.

5.4 Ergebnisse aus dem statistischen Versuchsplan

Im Folgenden werden die Untersuchungsergebnisse mit den 19 Legierungen aus dem statistischen Versuchsplan, im Folgenden mit „DoE-Legierungen“ bezeichnet, vorgestellt. Die Untersuchungen gliedern sich in die Ergebnisse zur Warmrissprüfung, der Prüfung der Warmfestigkeit bis 300 °C und der Bestimmung der zwei Gefügeparameter mittlere Korngröße und Phasenanteil. Teilweise werden zur Darstellung der Ergebnisse sogenannte Konturendiagramme zur Hilfe genommen, anhand derer der Einfluss der Eingangsgrößen einfach ablesbar ist. Die Konturendiagramme sind wie geographische Höhenliniendiagramme zu lesen, auf deren Ecken jeweils ein Versuchspunkt, also eine der DoE-Legierungen liegt. Ein solches Konturendiagramm ist in Abbildung 52 dargestellt. In der Mitte des Versuchsraums liegt der Center Point, der hier als schwarze Raute dargestellt ist. Dieser ist ebenfalls ein Versuchspunkt, wird jedoch im Gegensatz zu den anderen Versuchen, drei Mal wiederholt. Als Versuchsraum wird der gesamte, hier vereinfacht in zwei statt vier Dimensionen dargestellte Raum bezeichnet, der durch die Versuchspunkte aufgespannt wird. Alle Kennwerte zwischen den Versuchspunkten, inklusive der Höhenlinien, werden mithilfe des zugrundeliegenden Regressionsmodells berechnet und stellen somit eine Vorhersage dar. In dieser Arbeit sind der Einfachheit halber bei der Beschreibung der Konturendiagramme, wenn von „niedrigem“ oder „hohem“ Elementgehalt die Rede ist, die unteren bzw. oberen Grenzen des DoE gemeint, wenn nicht anders angegeben – gleiches gilt für „Reduktion“ bzw. „Steigerung“.

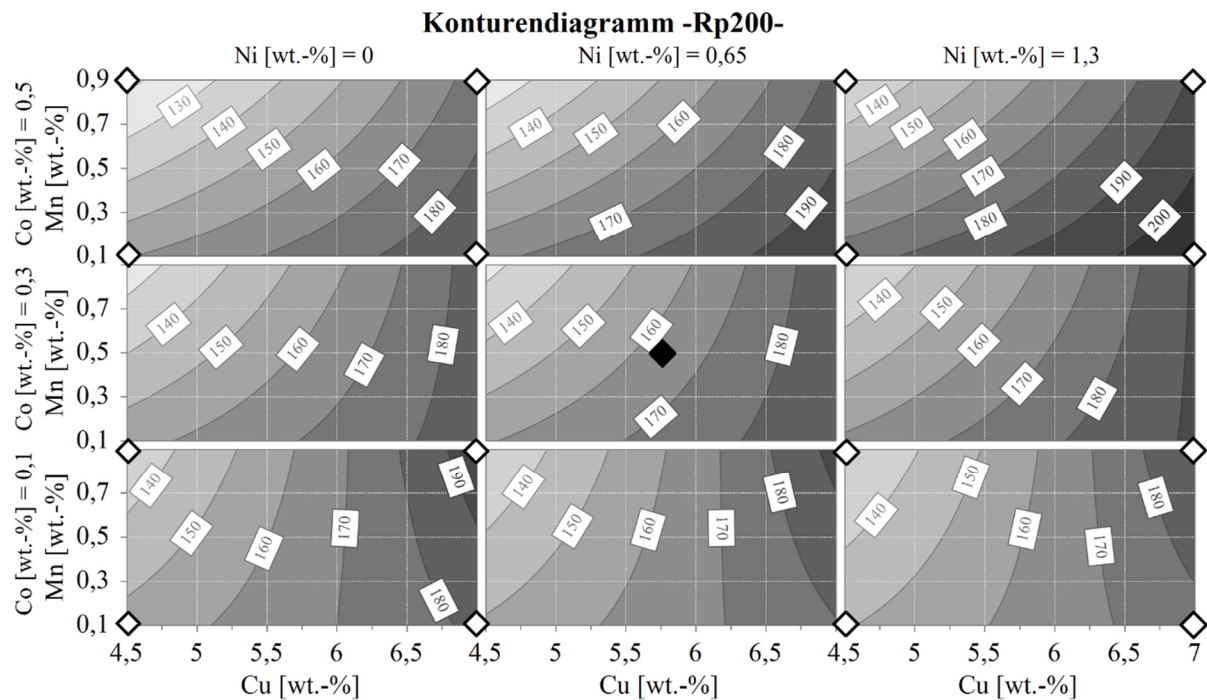


Abbildung 52 Beispiel eines Konturendiagramms anhand der $R_{p0.2}$ -Dehngrenze (in MPa) bei 200 °C mit Markierung der Versuchspunkte mit Cu und Ni auf den X-Achsen und Co und Mn auf den Y-Achsen [$R^2=0,92$; $Q^2=0,72$],
MODDE 12

5.4.1 Untersuchung der Warmrissneigung der DoE-Legierungen

Die Ergebnisse der Warmrissuntersuchung mit der Sternkokille sind in Abbildung 53 dargestellt. Die Auswertung zeigt, dass drei der DoE-Legierungen keine, sechs eine niedrige und acht eine mittlere bis hohe Warmrissneigung aufweisen. Im Vergleich zu den zuvor geprüften konventionellen Legierungen weist die Mehrheit der DoE-Legierungen eine niedrigere Warmrissneigung auf.

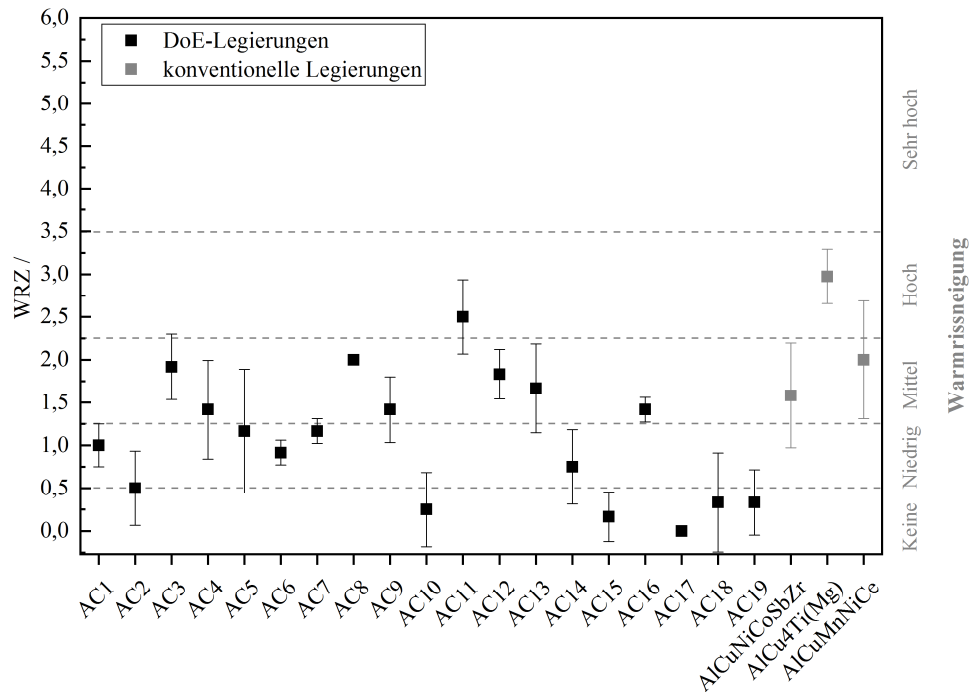


Abbildung 53 Warmrisszahlen der DoE-Legierungen und der konventionellen Legierungen

Für eine Analyse des Einflusses der Legierungselemente würde sich an dieser Stelle grundsätzlich ein Konturendiagramm anbieten. Aufgrund der niedrigen Modellqualität für die Zielgröße Warmrissneigung ($R^2=0,51$; $Q^2=0,02$), wird das Konturendiagramm an dieser Stelle aber nicht herangezogen, sondern eine unmittelbare Auswertung vorgenommen. In Tabelle 15 ist dafür der Einfluss der Legierungselemente auf die Warmrisszahl in vereinfachter Form dargestellt.

Tabelle 15 Vereinfachte Darstellung des Einflusses der Legierungselemente in den DoE-Legierungen auf die Warmrisszahl (↑ steigende // ↓ senkende Wirkung)

| | |
|---|-------|
| 4,5 Gew.-% Cu (Mittelwert WRZ=1,38) | |
| 0,9 Gew.-% Mn + 0,5 Gew.-% Co | WRZ ↑ |
| 0,9 Gew.-% Mn + 1,3 Gew.-% Ni | WRZ ↓ |
| 0,9 Gew.-% Mn + 1,3 Gew.-% Ni + 0,5 Gew.-% Co | WRZ ↓ |
| 7,0 Gew.-% Cu (Mittelwert WRZ=1,14) | |
| 0,9 Gew.-% Mn | WRZ ↑ |

Bei einem Cu-Gehalt von 4,5 Gew.-% liegen 50 % der Legierungsvarianten in den Bereichen „keine“ bis „niedrige“ und 50 % in den Bereichen „mittlere“ bis „hohe“ Warmrissneigung. Der Mittelwert der Warmrissneigung aller 4,5 Gew.-%igen Legierungsvarianten beträgt 1,38 („mittlere“ Warmrissneigung). Enthält eine solche Zusammensetzung

0,9 Gew.-% Mn und 0,5 Gew.-% Co einzeln oder in Kombination, wird die Warmrissneigung verschlechtert. Verantwortlich dafür ist eine Co- und Mn-haltige Phase grober, plattenförmiger Morphologie, die in der Bruchfläche des Warmrisses großflächig auftritt (s. Abbildung 54(a) und (b)).

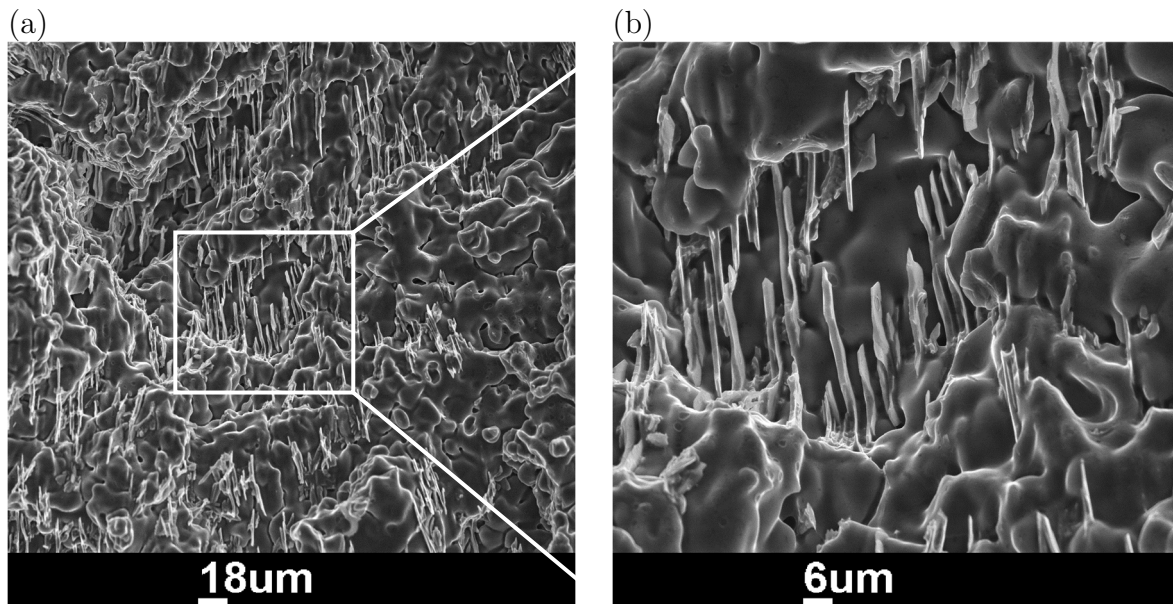


Abbildung 54 REM-Aufnahmen einer Warmrissbruchfläche der Legierung $\text{AlCu}_4.5\text{Mn}0.9\text{Co}0.5$ (AC11), $\text{WRZ}=2,50$

Die in Abbildung 54 sichtbaren plattenförmigen Phasen haben die in Tabelle 16 angegebene Zusammensetzung und weisen teilweise eine sichtbare Länge von 30 μm auf.

Tabelle 16 Zusammensetzung plattenförmiger Phasen in Legierung $\text{AlCu}_4.5\text{Mn}0.9\text{Co}0.5$ (AC11)

| Elementgehalt in At.-% | | | | |
|------------------------|-----------|---------|---------|---------|
| Al | Cu | Co | Mn | Fe |
| 80,9-83,4 | 12,6-13,1 | 1,8-3,2 | 1,6-2,7 | 0,5-0,8 |

Zudem ist die Warmrissbruchfläche der Legierung $\text{AlCu}_4.5\text{Mn}0.9\text{Co}0.5$, wie in Abbildung 55(a) zu sehen ist, durch frei liegende Dendriten und ohne erkennbare Restschmelze in den interdendritischen Bereichen gekennzeichnet – beides typische Merkmale für Warmrissbruchflächen. Neben der in Abbildung 54 sichtbaren Platten treten in der Bruchfläche kaum andere intermetallische Phasen auf. Dass in den interdendritischen Bereichen kaum Restschmelze auftritt, ist zudem im Schliffbild in Abbildung 55(b) an den sehr dünnen Korngrenzfilmen zu erkennen, die größtenteils nicht miteinander verbunden sind.

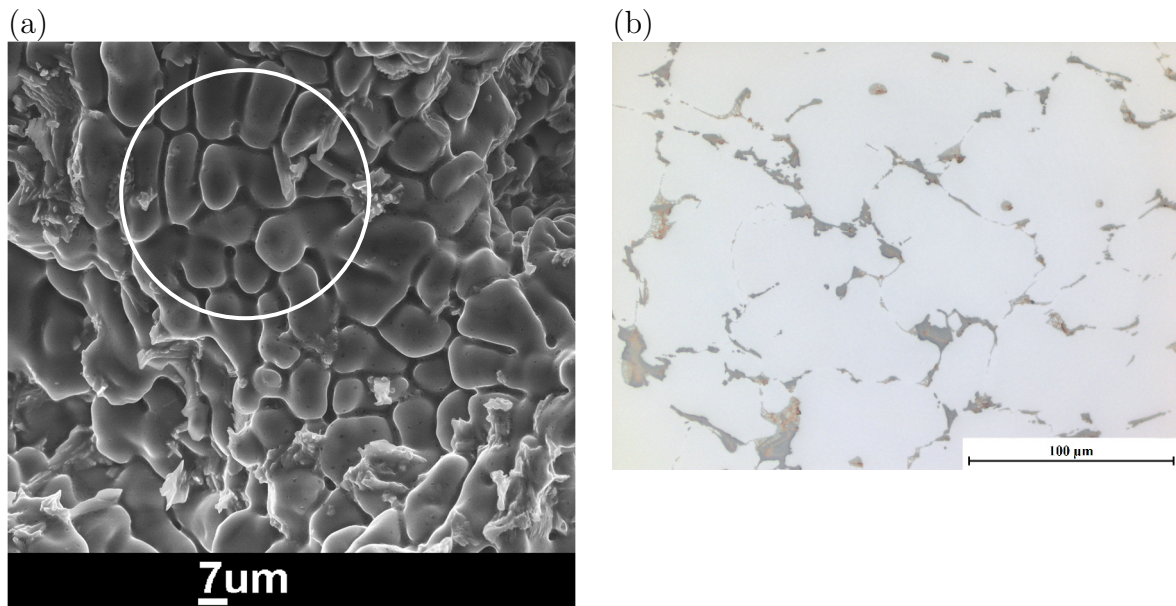


Abbildung 55 (a) REM-Aufnahme einer Warmrissbruchfläche mit gekennzeichneten freiliegenden Dendriten und (b) lichtmikroskopische Aufnahme eines Schliffes der Legierung AlCu4.5Mn0.9Co0.5 (AC11)

Im Kontrast dazu stehen die Korngrenzfilme der Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3, wie in Abbildung 56(b) zu erkennen ist. Sie weisen eine überwiegend glatte Grenzfläche auf, sind überwiegend zusammenhängend und zahlreich vorhanden. Auch in dieser Legierung treten plattenförmige Phasen ähnlicher Zusammensetzung wie in Legierung AlCu4.5Mn0.9Co0.5 auf, jedoch enthalten sie geringe Mengen Ni, wie an den Messwerten in Tabelle 17 zu sehen ist. Sie haben eine ähnliche Länge, treten jedoch weniger häufig auf und sind, möglicherweise aufgrund des Ni, schmaler (s. Abbildung 56(a)). Auch beim Abgleich der Versuchsergebnisse in Abbildung 53 ist ein positiver Effekt durch eine kombinierte Zugabe von 0,9 Gew.-% Mn mit 1,3 Gew.-% Ni zu sehen.

Tabelle 17 Zusammensetzung plattenförmiger Phasen in Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 (AC19)

| Elementgehalt in At.-% | | | | | |
|------------------------|-----------|---------|---------|---------|---------|
| Al | Cu | Co | Mn | Fe | Ni |
| 77,3-85,1 | 10,2-15,5 | 2,0-2,4 | 0,9-2,1 | 0,6-1,0 | 1,2-1,8 |

Darüber hinaus treten die plattenförmigen Phasen in der Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 gemeinsam mit einer interdendritischen, hoch Cu-haltigen Phase der Zusammensetzung in Tabelle 18 auf, die sich an die Dendriten und die Platten anschmiegt.

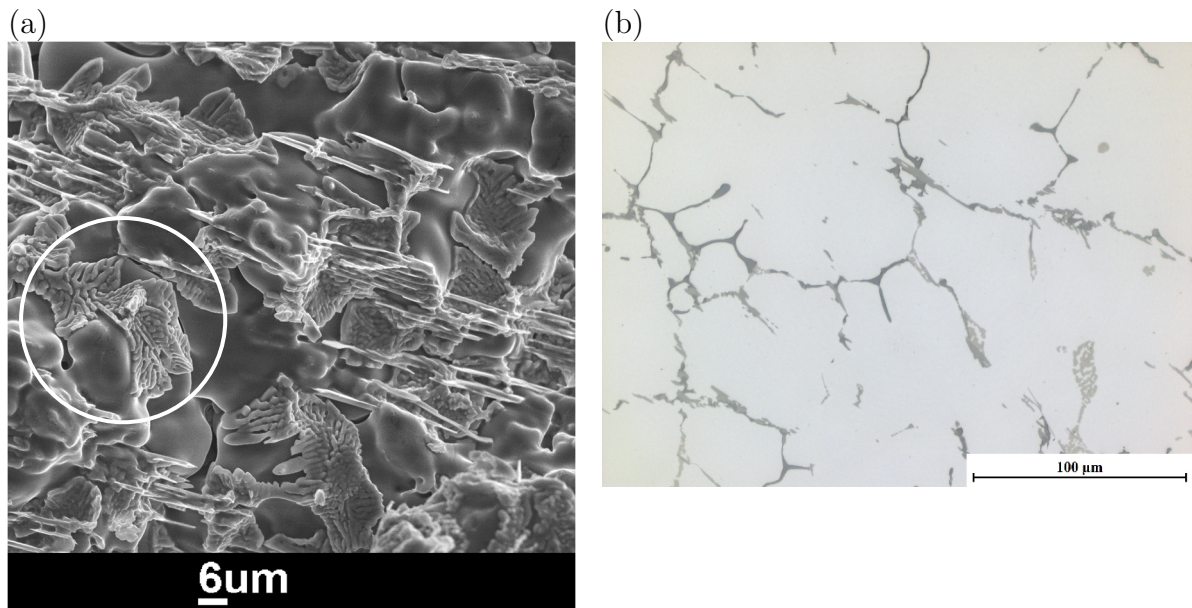


Abbildung 56 (a) REM-Aufnahme einer Warmrissbruchfläche mit gekennzeichneteter interdendritischer Phase und (b) lichtmikroskopische Aufnahme eines Schliffes der Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 (AC19, Center Point), WRZ=0,33

Tabelle 18 Zusammensetzung interdendritischer Phasen in Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 (AC19)

| Elementgehalt in At.-% | | | | |
|------------------------|-----------|---------|---------|---------|
| Al | Cu | Ni | Mn | Co |
| 65,6-71,3 | 23,5-28,5 | 2,3-4,6 | 0,3-1,0 | 0,2-0,4 |

Eine Kombination von 0,5 Gew.-% Co und Ni hat keinen Einfluss und die Warmrissneigung bleibt, laut Versuchsergebnissen in Abbildung 53, „mittel“. Eine Kombination von allen drei Legierungselementen Mn, Co und Ni bei 4,5 Gew.-% Cu hingegen bewirkt eine Reduktion der Warmrissneigung auf einen Mittelwert von 0,17.

Bei einem Cu-Gehalt von 7,0 Gew.-% liegen 50 % der Legierungsvarianten in den Bereichen „keine“ bis „niedrige“ und 50 % im „mittleren“ Bereich der Warmrissneigung. Der Mittelwert der Warmrissneigung aller 7,0 Gew.-%igen Legierungsvarianten beträgt 1,14 („niedrige“ Warmrissneigung) und liegt somit niedriger als der Mittelwert niedrig Cu-haltigen Legierungen. Solange der Mn-Gehalt niedrig ist (0,1 Gew.-%), hat ein Cu-Gehalt von 7,0 Gew.-% einen positiven Effekt auf die Warmrissbeständigkeit, d.h. es liegt „keine“ oder eine „niedrige“ Warmrissneigung vor. Daran ändert eine Steigerung des Co-Gehaltes von 0,1 auf 0,5 Gew.-% nichts und eine Steigerung des Ni-Gehaltes von 0,0 auf 1,3 Gew.-% nur wenig (von „keine“ auf „niedrige“ Warmrissneigung).

So hat beispielsweise die Legierung AlCu7.0Mn0.1Ni1.3Co0.1, von der in Abbildung 57 zwei Mikroskopaufnahmen zu sehen sind, einen hohen Ni-Gehalt und weist eine „niedrige“ Warmrissneigung auf. Auch bei dieser Legierung liegen interdendritische Phasen, die sich, wie bei Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 an die Dendriten anschmiegen, vor. Jedoch sind die Phasen deutlich größer, wie auch im Schliffbild in Abbildung 57(b) zu sehen ist, und sie enthalten deutlich mehr Ni (s. Messwerte in Tabelle 19).

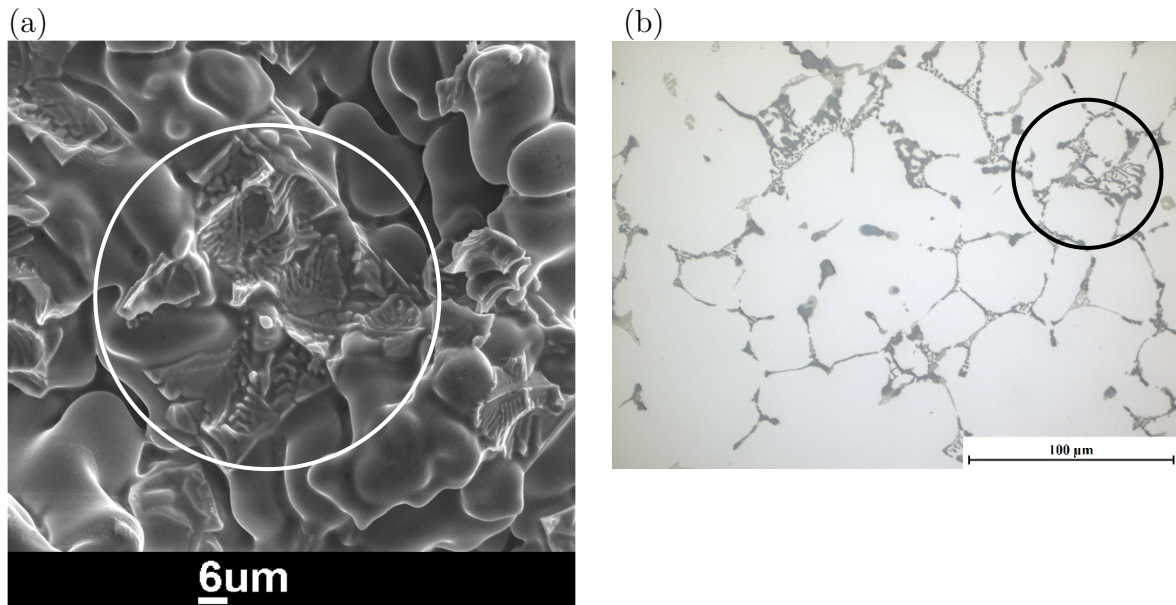


Abbildung 57 (a) REM-Aufnahme einer Warmrissbruchfläche und (b) lichtmikroskopische Aufnahme eines Schliffes der Legierung AlCu7.0Mn0.1Ni1.3Co0.1 (AC6) mit markierter interdendritischer Phase, WRZ=0,92

Tabelle 19 Zusammensetzung interdendritischer Phasen in Legierung AlCu7.0Mn0.1Ni1.3Co0.1 (AC6)

| Elementgehalt in At.-% | | | | |
|------------------------|------|------|-----|-----|
| Al | Cu | Ni | Co | Fe |
| 54,0 | 26,7 | 17,5 | 1,1 | 0,6 |

Wird bei 7,0 Gew.-% Cu der Mn-Gehalt auf 0,9 Gew.-% angehoben, steigt die Warmrissneigung auf eine WRZ von 1,25-2,25 („mittel“) an, und das unabhängig vom Gehalt der anderen zulegierten Elemente. Eine solche Legierung ist die AlCu7.0Mn0.9Co0.1 mit einer „mittleren“ Warmrissneigung bei einer WRZ=1,42, deren Warmrissbruchfläche in Abbildung 58 zu sehen ist. In dieser Legierung treten großflächige, dünne, Cu-haltige (Messpunkt p1) sowie blockige, scharfkantige, Cu- und Mn-haltige Mischphasen (Messpunkte p2 und p3) auf. In den interdendritischen Bereichen ist ein dünner Film Restschmelze zu erkennen, welcher aber aufgrund der Position nicht vermessen werden

konnte. Das Bruchbild zeigt ungleichmäßig verteilte, zerfaserte und teilweise sehr grobe Phasen, die an den Korngrenzen vorliegen, welche in dieser Form in einer Legierung mit niedrigem Mn-Gehalt, wie z.B. AlCu7.0Mn0.1Ni1.3Co0.1, nicht auftreten.

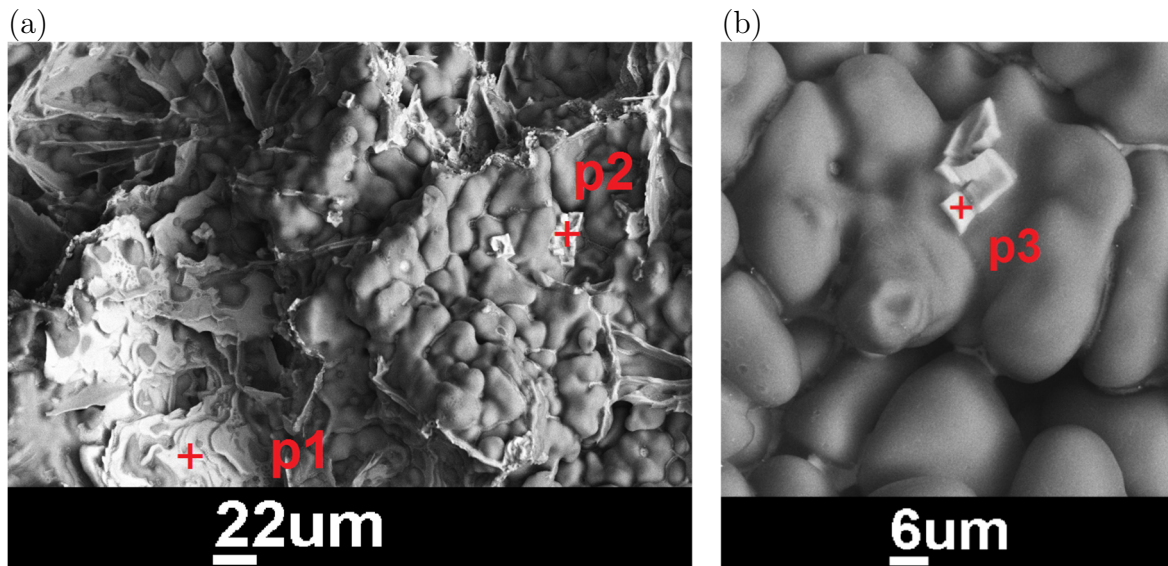
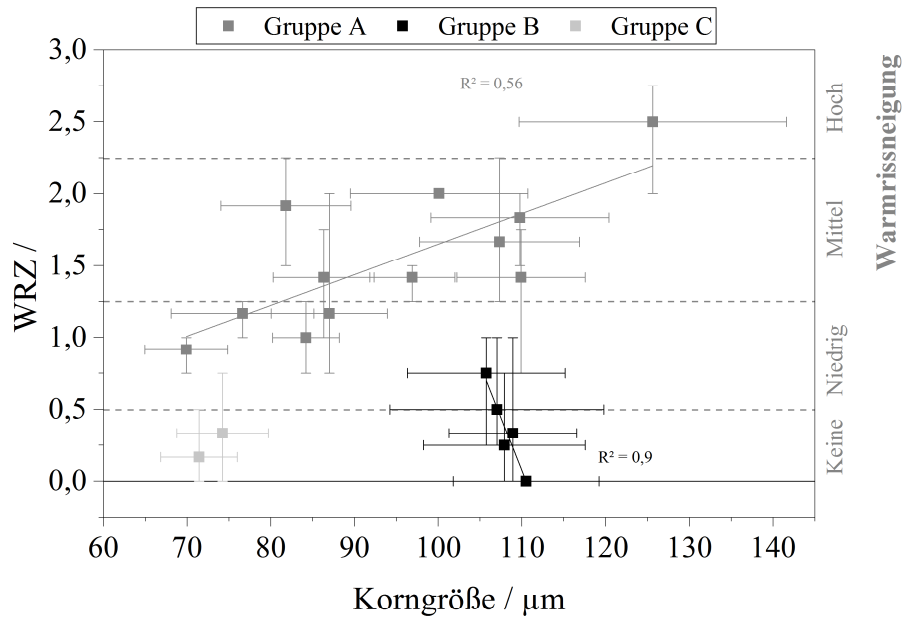


Abbildung 58 REM-Aufnahmen einer Warmrissbruchfläche (a) mit Messpunkten p1, p2 und (b) p3 der Legierung AlCu7.0Mn0.9Co0.1 (AC4), WRZ=1,42

Tabelle 20 Zusammensetzung interdendritischer Phasen in Legierung AlCu7.0Mn0.9Co0.1 (AC4)

| Messpunkt | Elementgehalt in At.-% | | | | |
|-----------|------------------------|------|-----|-----|-----|
| | Al | Cu | Mn | Co | Fe |
| p1 | 68,2 | 22,6 | 3,6 | 3,1 | 2,5 |
| p2 | 70,7 | 15,5 | 7,0 | 3,1 | 3,5 |
| p3 | 77,6 | 11,2 | 6,1 | 2,3 | 2,7 |

Aufgrund des in der Literatur beschriebenen Einflusses der Korngröße auf die Warmrissneigung, wird die mittlere Korngröße im längsten Arm der Sternkokille bestimmt. Die Korngrößen schwanken zwischen 70 und 126 µm und die Kornform ist bei allen Proben feindendritisch. Zur Überprüfung auf einen möglichen Zusammenhang zur Warmrissneigung ist in Abbildung 59 die mittlere Warmrisszahl (0,0-2,5) über der Korngröße aufgetragen. Auffällig ist bei der Gegenüberstellung, dass einerseits die Korngröße in einem Bereich von 70-126 µm nur bedingt einen Einfluss auf die Warmrisszahl hat ($R^2=0,56$) und dass andererseits zwei Gruppen von Legierungen vollkommen aus dem Zusammenhang fallen.



[Fehlerbalken WRZ: Minimal und maximal gemessene WRZ; Fehlerbalken Korngröße: Standardabweichung]

Abbildung 59 Warmrisszahlen der DoE-Legierungen aufgetragen über der Korngröße

Die eine Gruppe (C) weist bei einer mittleren Korngröße zwischen 71 und 74 µm keine Warmrissneigung auf und die andere Gruppe (B) hat trotz verhältnismäßig grober Körner mit 106-111 µm keine bzw. eine niedrige Warmrissneigung. Die Korrelation innerhalb der größten Gruppe (A) ist mit $R^2=0,56$ relativ niedrig. Da alle Proben eine feindendritische Kornstruktur aufweisen, ist auch über die Kornform kein Zusammenhang zur Warmrissneigung darstellbar. Weder Korngröße noch Kornform haben bei den DoE-Legierungen einen Einfluss auf die Warmrissneigung, wie beim Vergleich der Schliiffbilder der Proben AC11 in Abbildung 60 und AC17 in Abbildung 61 zu erkennen ist.

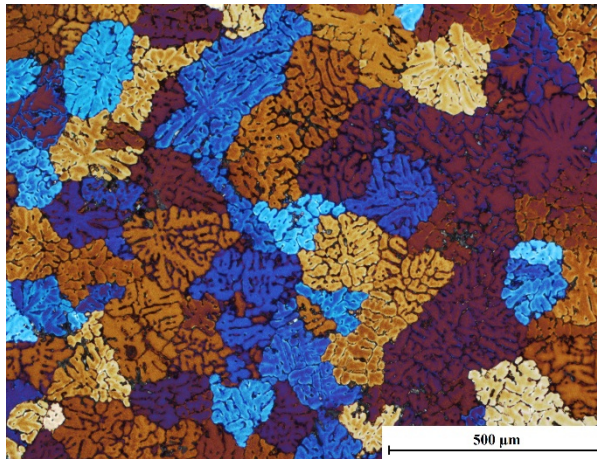


Abbildung 60 Schliffbild einer Sternkokillenprobe der Legierung AC11 im gebarkten Zustand; Warmrisszahl 2,5, mittlere Korngröße 126 µm

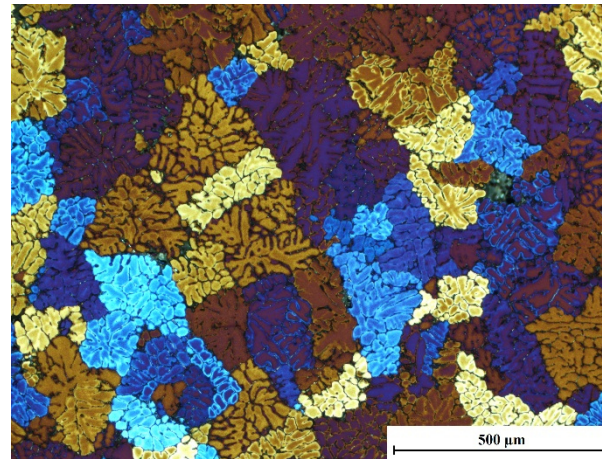


Abbildung 61 Schliffbild einer Sternkokillenprobe der Legierung AC17 im gebarkten Zustand; Warmrisszahl 0,0, mittlere Korngröße 111 µm

Die Vorhersage der Warmrissneigung über den TFR-Wert wird, wie zuvor bei den konventionellen AlCu-Legierungen, mit unterschiedlichen Festphasenbereichen überprüft. Abermals weist der TFR(85-95) die höchste, wenngleich auch nicht sehr aussagekräftige Korrelation von $R^2=0,14$ mit der Warmrisszahl auf. Der TFR ist in Abbildung 62 dargestellt.

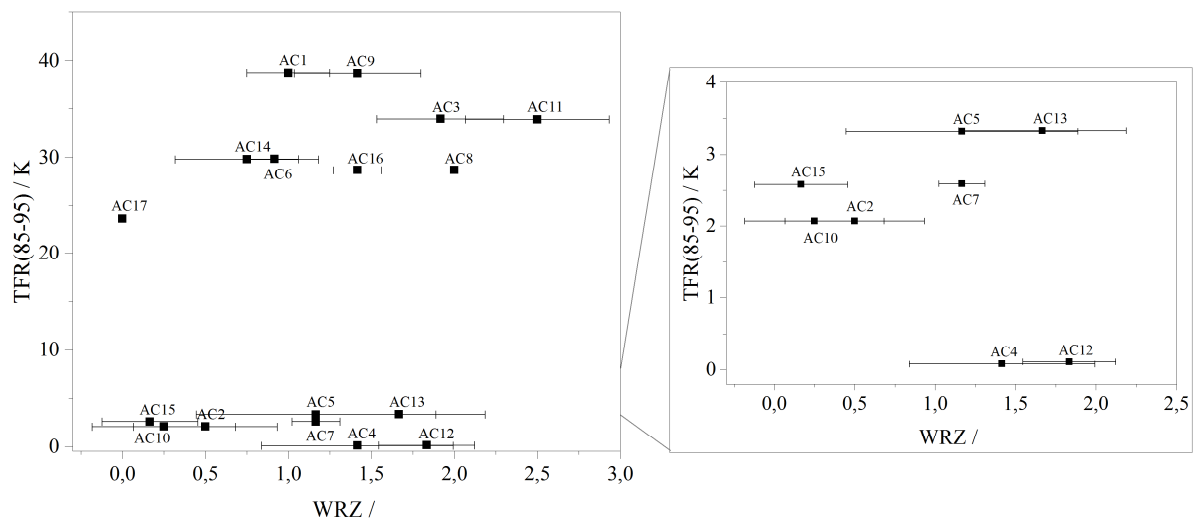


Abbildung 62 Vorhersagekennwert TFR mit Festphasenbereich 85-95 % mit der Warmrisszahl für die DoE-Legierungen

Die für die Bestimmung des CSC notwendigen Berechnungen nach Scheil-Gulliver endeten teilweise vor dem für den CSC erforderlichen Festphasenanteil von 0,99, sodass nur für neun chemische Zusammensetzungen der CSC berechnet werden konnte. In der Gegenüberstellung in Abbildung 63 wird deutlich, dass, wie zuvor bei den konventionellen AlCu-Legierungen, die Warmrisszahl mit sinkendem CSC tendenziell zunimmt. Der CSC

der Legierungen AC6, 14 und 16 liegt in der gleichen Größenordnung wie die konventionellen Legierungen und enthalten alle 7 Gew.-% Cu und 1,3 Gew.-% Ni bei variierenden Co- und Mn-Gehalten. Auch bei den anderen sechs Legierungen, die rechts in der Vergrößerung des Diagramms zu sehen und allesamt Ni-frei sind, ist eine Tendenz zu höheren Warmrisszahlen bei niedrigerem CSC zu erkennen.

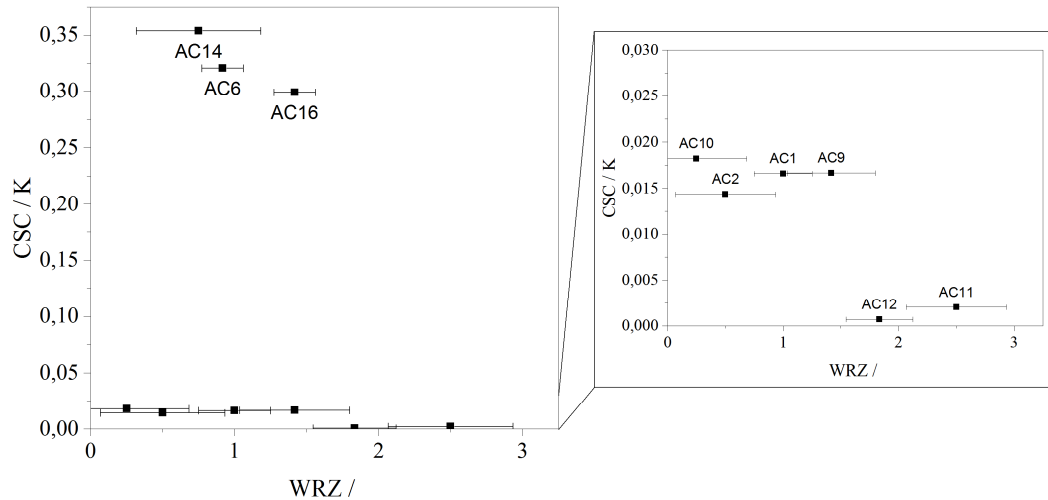


Abbildung 63 Vorhersagekennwert CSC in Gegenüberstellung mit der Warmrisszahl für die DoE-Legierungen

5.4.2 Untersuchung der mechanischen Eigenschaften der DoE-Legierungen

Die auf die Zielgröße „mechanische Eigenschaften“ signifikant wirkenden Koeffizienten sind in Abbildung 64a-c dargestellt. Cu wirkt sich auf die gesamten mechanischen Eigenschaften aus, während Mn sich nur bis 200 °C signifikant auswirkt. Co hat bei RT einen signifikanten Einfluss auf R_m und $R_{p0,2}$. Ni hat auf die mechanischen Eigenschaften keinen signifikanten Einfluss. Auf R_m bei 200 °C haben alle Wechselwirkungen (WW) einen signifikanten Einfluss. Auf $R_{p0,2}$ und A wirken sich Cu*Mn und Mn*Co und auf A zusätzlich die WW Ni*Co aus. Von allen Eingangsgrößen hat Cu den größten Einfluss.

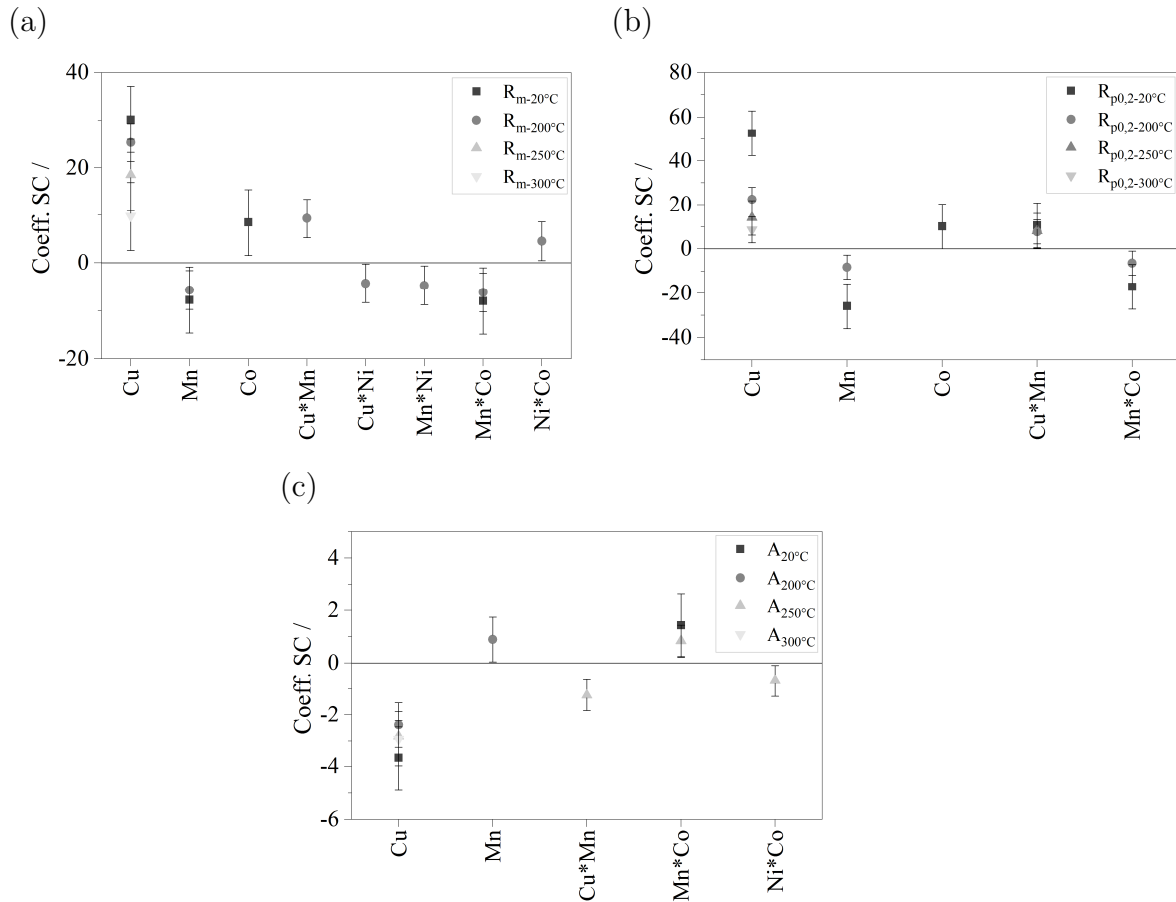


Abbildung 64 Signifikante Modell-Koeffizienten der Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A

In Abbildung 65 sind die mechanischen Kennwerte der DoE-Legierungen bei Raumtemperatur aufgetragen. Zusätzlich sind die jeweils höchsten und niedrigsten Werte der zwei konventionellen Legierungen AlCu4Ti(Mg) und AlCuNiCoSbZr markiert. Die ermittelten Werte bei RT sind nicht uneingeschränkt miteinander vergleichbar, da die konventionellen Legierungen für 100 h bei 200 °C und die DoE-Legierungen nur für 10 h bei 200 °C ausgelagert wurden. Für die Zugprüfungen oberhalb RT sind Auslagerungszeit und -temperatur gleich.

Beim Vergleich der DoE-Legierungen in Abbildung 66 fällt auf, dass jede zweite Legierung, jene mit 7,0 Gew.-% Cu, signifikant höhere R_m - und $R_{p0,2}$ -Werte aufweist als die Legierungen mit 4,5 Gew.-% Cu. Erwartungsgemäß verhält sich die Bruchdehnung genau entgegengesetzt. Im Vergleich zur AlCu4Ti(Mg) kommen nur einige der DoE-Legierungen an die untere Grenze von R_m und $R_{p0,2}$. Die Bruchdehnung hingegen ist bei den DoE-Legierungen teilweise deutlich höher. Im Vergleich zur AlCuNiCoSbZr erreicht die Mehrheit der DoE-Legierungen höhere R_m - und $R_{p0,2}$ -Werte – unter dem Vorbehalt der unterschiedlichen Wärmebehandlungsparameter.

Ein ähnliches Bild ergibt sich für die mechanischen Eigenschaften bei 200 °C (Abbildung im Anhang), wobei hier $R_{p0,2}$ im Bereich von AlCuNiCoSbZr liegt. Die Bruchdehnungswerte sind zum Teil nach wie vor höher als bei den konventionellen Legierungen. Bei 250 °C Prüftemperatur (Abbildung im Anhang) weist ein Großteil der DoE-Legierungen höhere R_m - und $R_{p0,2}$ -Werte auf als AlCuNiCoSbZr und ähnliche Werte wie AlCu4Ti(Mg) – auch hier zeigt sich die mangelhafte Temperaturstabilität letzterer Legierung wieder deutlich. Bei 300 °C kehrt sich das Bild: die DoE-Legierungen liegen, mit einer Ausnahme, oberhalb von AlCu4Ti(Mg) und, mit zwei Ausnahmen, unterhalb von AlCuNiCoSbZr. Die Temperaturstabilität der AlCuNiCoSbZr ist somit leicht höher als die der DoE-Legierungen, aber die Bruchdehnung liegt noch deutlich niedriger als die der meisten DoE-Legierungen.

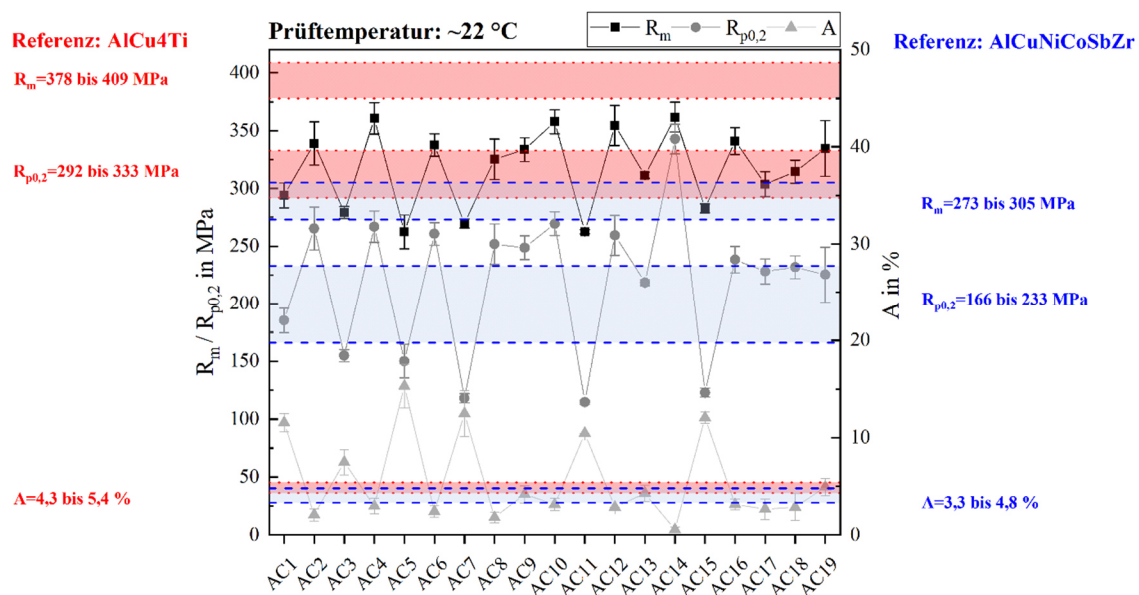


Abbildung 65 Mechanische Eigenschaften der DoE-Legierungen bei RT mit Angabe der Kennwertbandbreiten von den konventionellen Legierungen AlCu4Ti(Mg) und AlCuNiCoSbZr

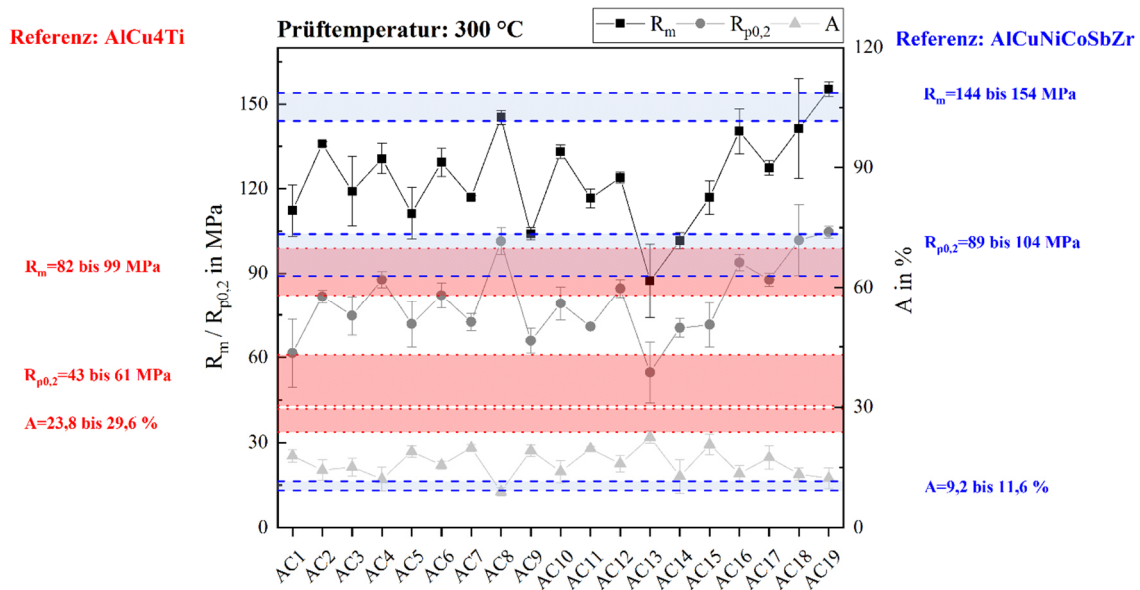


Abbildung 66 Mechanische Eigenschaften der DoE-Legierungen bei 300 °C mit Angabe der Kennwertbandbreiten von den konventionellen Legierungen AlCu₄Ti(Mg) und AlCuNiCoSbZr

In Tabelle 21 sind die jeweils höchsten mechanischen Kennwerte der DoE-Legierungen aufgeführt. Die Legierungen mit der höchsten Bruchdehnung haben allesamt einen Cu-Gehalt von 4,5 Gew.-%, während bei den höchsten R_m - und $R_{p0,2}$ -Werten zwei Legierungen 7,0 Gew.-% Cu enthalten und zweimal die Center Point-Legierung mit 5,75 Gew.-% Cu vertreten ist.

Tabelle 21 Höchste mechanische Eigenschaften der DoE-Legierungen bei den unterschiedlichen Prüftemperaturen

| | Max. Zugfestigkeit R_m in MPa | | Max. Dehngrenze $R_{p0,2}$ in MPa | | Max. Bruchdehnung A in % | |
|---------------|------------------------------------|------|-----------------------------------|------|-------------------------------|------|
| 22 °C | 361,8 | AC14 | 342,8 | AC14 | 15,3 | AC5 |
| 200 °C | 290,5 | AC4 | 216,5 | AC14 | 13,0 | AC11 |
| 250 °C | 222,4 | AC4 | 157,3 | AC18 | 17,0 | AC11 |
| 300 °C | 155,3 | AC19 | 106,7 | AC19 | 22,5 | AC13 |

Aufgrund der hohen Versuchsanzahl und der Komplexität der Ergebnisse, ist eine Analyse des Einflusses der anderen Legierungselemente (Mn, Ni, Co) über die Konturendiagramme sinnvoll. Im Folgenden sind die Konturendiagramme von Dehngrenze und Bruchdehnung jeweils bei RT und bei 250 °C dargestellt.

In Abbildung 66 und Abbildung 67 sind die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze und die Bruchdehnung bei RT dargestellt. Aus den Diagrammen ist zu erkennen, dass mit steigendem Cu-Gehalt

der $R_{p0,2}$ -Wert von etwa 120 MPa bei 4,5 Gew.-% Cu auf über 300 MPa bei 7,0 Gew.-% Cu gesteigert werden kann, dafür aber Einbuße in der Bruchdehnung hinzunehmen sind – das Material versprödet durch höhere Anteile der interdendritisch vorliegenden Phase Al_2Cu . Zudem führt die starke Seigerungsneigung des Cu zu einer Anreicherung der Restschmelze mit Cu, was zur Bildung spröder, Cu-reicher Phasen führt. Diese Beobachtungen decken sich mit den Angaben in der Literatur.

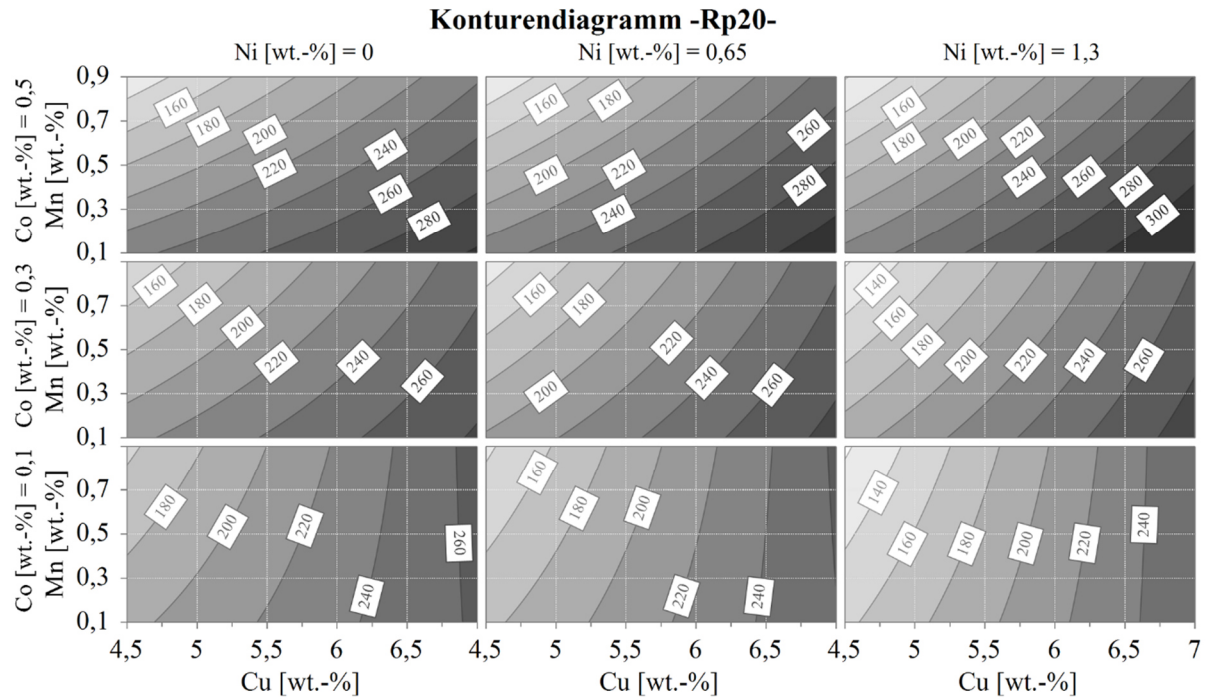


Abbildung 67 Konturendiagramm der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze (in MPa) bei RT [$R^2=0,95$; $Q^2=0,78$], MODDE 12

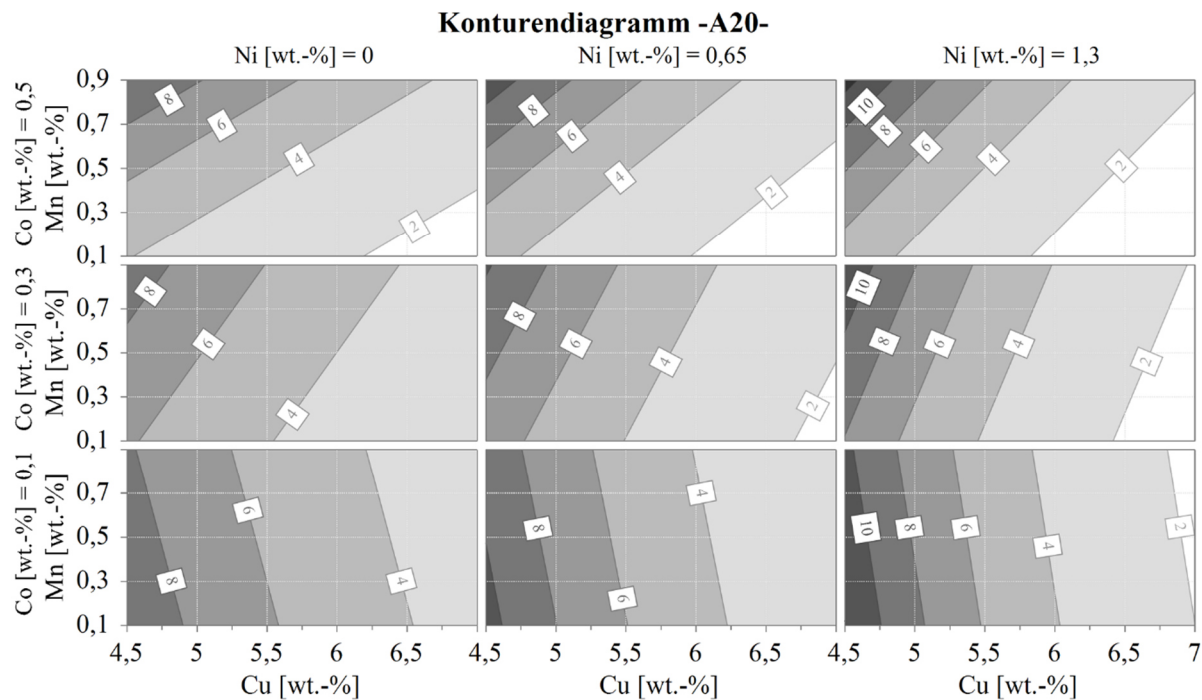


Abbildung 68 Konturendiagramm der Bruchdehnung A (in %) bei RT [$R^2=0,86$; $Q^2=0,61$], MODDE 12

Eine Steigerung des Co-Gehaltes erhöht die $R_{p0,2}$ -Werte. Laut thermodynamischer Berechnungen könnte die Phase Al_9Co_2 für diese Steigerung verantwortlich sein, denn der einzige Unterschied zwischen den zwei Legierungen der Zusammensetzungen $AlCu4.5Mn0.1Co0.1$ und $AlCu4.5Mn0.1Co0.5$ besteht im niedrigeren Anteil an Al_9Co_2 -Phase bei der Legierung mit 0,1 Gew.-% Co. In REM-/EDX-Untersuchungen der Legierung $AlCu4.5Mn0.1Co0.5$, die zur Verifizierung herangezogen werden, wird auch eine Phase gefunden, die in ihrer Zusammensetzung leichte und in ihrer Morphologie starke Ähnlichkeiten mit der Phase Al_9Co_2 aufweist, wie sie in Untersuchungen von Cheverikin et al. [83] gefunden wurde. Dort wird die Al_9Co_2 -Phase als feinverteiltes Eutektikum beschrieben und zeigt eine perlschnurartige Morphologie, wie es auch in der REM-Aufnahme in Abbildung 69 der Fall ist. Allerdings handelt es sich bei der im Messpunkt p1 gemessenen Phase (s. Tabelle 22) um eine Mischphase, die neben Al und Co auch Cu und Fe in geringen Anteilen enthält. Auffällig ist eine zweite $Al_{85}Co_7Cu_6$ -Mischphase (p2), wie in der Vergrößerung eines Ausschnitts von Abbildung 69 zu sehen ist, die von einer weiteren Phase (Messpunkt p3) aus Al und Cu umschlossen ist. Da die EDX-Messungen aufgrund der Streubirne nur qualitative Schlüsse zulassen, lässt sich keine Aussage darüber treffen, ob es sich bei p2 um die Phase Al_7CoCu_2 und bei p3 um interdentritisches Al_2Cu handelt. Jedoch sind dies die einzigen in der Literatur benannten metastabilen bzw. stabilen Phasen ähnlicher Zusammensetzung.

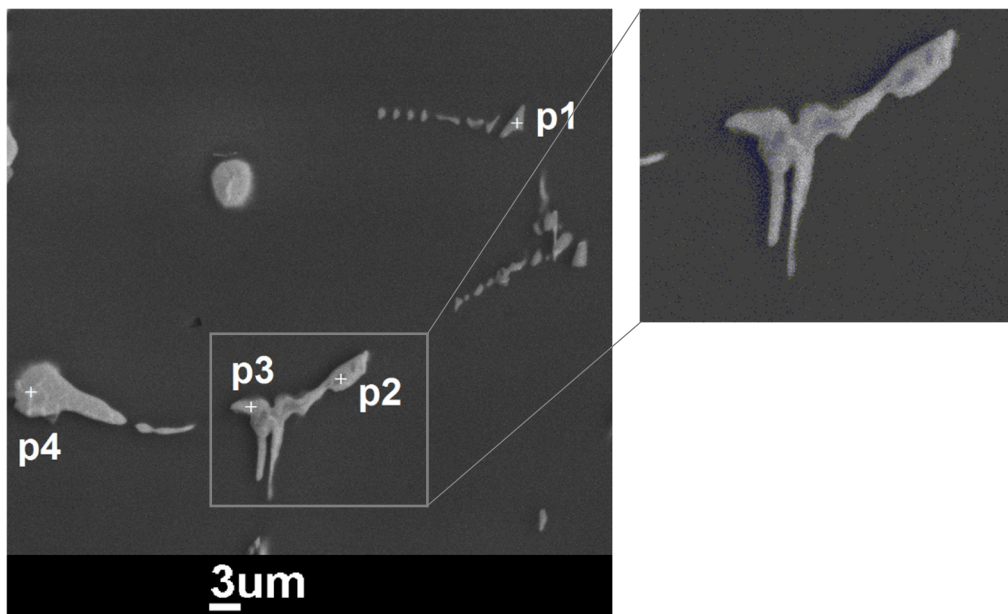


Abbildung 69 REM-Aufnahme der Legierung AlCu_{4.5}Mn_{0.1}Co_{0.5} (AC9) mit Messpunkten p1 bis p4, Gusszustand

Tabelle 22 Ergebnisse der EDX-Messungen der Punkte P1 bis p4 in der Legierung AlCu_{4.5}Mn_{0.1}Co_{0.5}

| Messpunkt | Elemente in At.-% | | | |
|-----------|-------------------|-----|------|-----|
| | Al | Co | Cu | Fe |
| p1 | 90,5 | 6,7 | 1,5 | 1,0 |
| p2 | 85,2 | 6,9 | 6,3 | 1,2 |
| p3 | 89,5 | 0,4 | 10,3 | 0,1 |
| p4 | 73,5 | 0,2 | 26,0 | 0,0 |

Aus den Konturendiagrammen ist zudem abzulesen, dass ein hoher Ni-Gehalt bei niedrigem Co-Gehalt zu einer Reduktion der erreichbaren Dehngrenze führt. Da Ni Cu in Phasen wie z.B. Al₇Cu₄Ni bindet, steht weniger Cu für die Mischkristallverfestigung zur Verfügung [13, 85, S. 330, 86] und ist somit ursächlich für die reduzierte Dehngrenze. In REM-/EDX-Messungen einer AlCu_{4.5}Mn_{0.9}Ni_{1.3}Co_{0.1}-Legierung können zwei hoch Ni- und Cu-haltige Phasen identifiziert werden (Messpunkte p1 und p2 bzw. p3), die jedoch, aufgrund der zuvor erwähnten Messungenauigkeit des EDX, keiner aus der Literatur bekannten stabilen oder metastabilen Phase zugeordnet werden können.

Ergebnisse

Tabelle 23 Ergebnisse der EDX-Messungen der Punkte P1 bis p4 in der Legierung AlCu4.5Mn0.9Ni1.3Co0.1

| Messpunkt | Elemente in At.-% | | | | |
|-----------|-------------------|-----|------|-----|-----|
| | Al | Co | Cu | Ni | Fe |
| p1 | 83,9 | 1,1 | 4,1 | 8,3 | 1,5 |
| p2 | 84,4 | 1,1 | 2,8 | 9,0 | 1,4 |
| p3 | 72,0 | 0,4 | 18,1 | 8,7 | 0,4 |
| p4 | 88,9 | 1,0 | 1,4 | 6,3 | 1,4 |
| p5 | 74,2 | 0,1 | 23,1 | 1,7 | 0,2 |

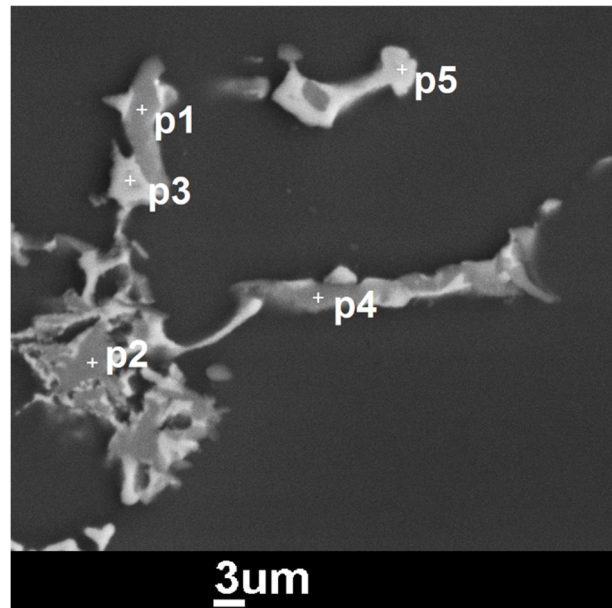


Abbildung 70 REM-Aufnahme der Legierung AlCu4.5Mn0.9Ni1.3Co0.1 (AC7) mit Messpunkten p1 bis p5, Gusszustand

Werden sowohl Ni als auch Co auf hoher Stufe eingestellt, sind maximale Dehngrenzen erreichbar. Allerdings ist zu wenig Literatur zum AlCuCo-System [83] und keine Literatur zum quaternären AlCuCoNi-System verfügbar als dass diese Beobachtung belegt oder begründet werden könnte. Lediglich Grushko et al. [125] berichten über den Al-reichen Teil des AlCuCo-Systems und erwähnen die Beobachtung einer ternären $\text{Al}_{75}\text{Co}_{15-22}\text{Ni}_{10-3}$ -Phase, allerdings ohne weitere Informationen dazu bereitzustellen. Somit kann die Ni*Co-Wechselwirkung auf die Dehngrenze nicht abschließend erklärt werden. Neben der positiven Wechselwirkung zwischen Ni und Co wirkt sich eine Steigerung des Ni-Gehaltes bei 4,5 Gew.-% Cu positiv auf die Bruchdehnung aus ($> 10\%$). Bei 7,0 Gew.-% Cu-Gehalt senkt ein hoher Ni-Gehalt die erreichbare Bruchdehnung auf 2 % und steigert die Dehngrenze auf > 300 MPa.

Für Mn gilt, dass ein hohes Cu:Mn-Verhältnis höhere $R_{p0,2}$ -Werte erlaubt. Beide Elemente können gemeinsam im Aluminiummischkristall gelöst sein, jedoch wird der Anteil gelösten Kupfers eingeschränkt (max. 1,4 Gew.-% bei $623,5\text{ }^{\circ}\text{C}$) je mehr Mn zulegiert ist [85, S. 33, 126]. Je größer das Verhältnis Cu:Mn ausfällt, desto mehr Cu ist im Aluminiummischkristall gelöst und desto höher fällt die Dehngrenze aus. Zudem weist Mn eine Wechselwirkung mit Co auf. Ein Zulegieren von 0,5 Gew.-% Co wirkt versprödhend, insbesondere in Kombination mit Cu, was durch Mn-Zusätze teilweise kompensiert werden kann. Mn-Zusätze ermöglichen somit einen Erhalt einer hohen Bruchdehnung trotz hoher

Co-Gehalte. In der Literatur sind keine Daten zu AlCoMn-Systemen verfügbar. Zwischen Mn und Ni ist keine Wechselwirkung zu beobachten.

Der Einfluss der Legierungselemente bei 200 °C ist vergleichbar zu dem bei RT, wobei die Dehngrenze mit der Temperatur erwartungsgemäß sinkt und die Bruchdehnung steigt. R_m verändert sich sowohl bei RT als auch bei 200 °C in gleicher Weise wie die $R_{p0,2}$. Aus diesem Grund werden die zugehörigen Ergebnisse hier nicht weiter ausgeführt.

Ab 250 °C kehrt sich mancher Elementeinfluss um. Aufgrund der niedrigen Modellqualität der mechanischen Eigenschaften bei 300 °C wird hier nur auf die Konturendiagramme bei 250 °C im Detail eingegangen.

Nach wie vor sind hohe $R_{p0,2}$ -Werte mit einem hohen Cu-Gehalt erzielbar. Darüber hinaus wird der positive Einfluss eines hohen Mn-Gehaltes auf die thermische Beständigkeit der Legierungen deutlich, wenn der Co-Gehalt niedrig eingestellt ist. Der beobachtete stabilisierende Effekt des Mn deckt sich mit den Resultaten in der Literatur. Bei hohem Co-Gehalt kann eine Steigerung der Dehngrenze nur erreicht werden, wenn zudem Ni zulegiert wird.

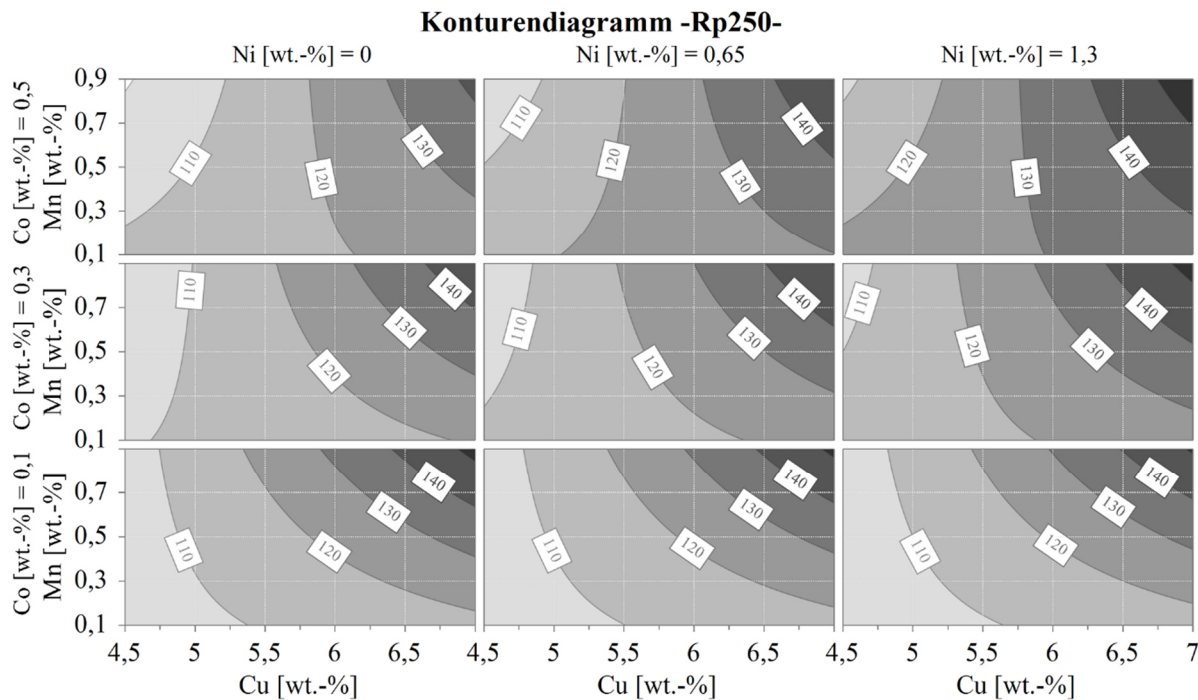


Abbildung 71 Konturendiagramm der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze (in MPa) bei 250 °C [$R^2=0,73$; $Q^2=0,51$], MODDE 12

Die Bruchdehnung ist auch bei 250 °C am höchsten, wenn der Cu-Gehalt niedrig eingestellt ist. Zudem führt eine kombinierte Zugabe von Mn und Co zu einer deutlichen Steigerung in der Bruchdehnung, was bei Raumtemperatur nicht der Fall ist. Dieser

Effekt verläuft sich jedoch durch Zugabe von Ni. Während Ni bei Raumtemperatur zu einer Steigerung der Bruchdehnung führt, ist dies bei erhöhten Temperaturen nicht der Fall. Mn wirkt sich je nach Co- und Cu-Gehalt mal steigernd, mal senkend auf die Bruchdehnung aus.

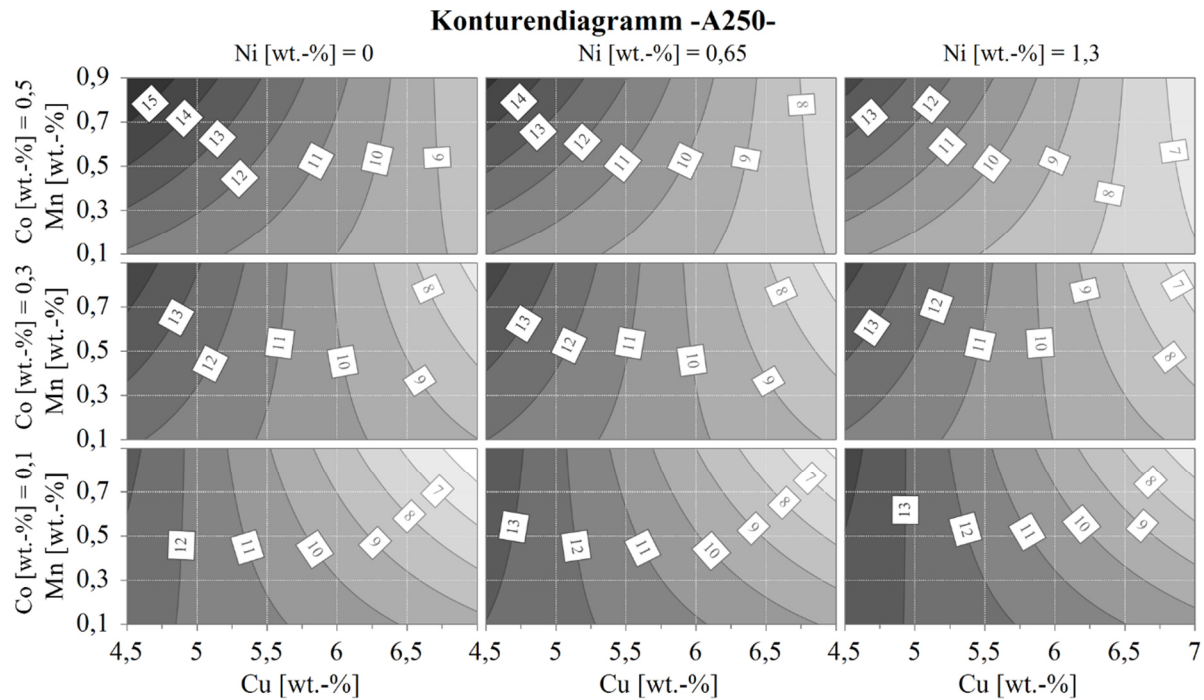


Abbildung 72 Konturendiagramm der Bruchdehnung A (in %) bei 250 °C [$R^2=0,93$; $Q^2=0,80$], MODDE 12

5.4.3 Auswertung metallografischer Kennwerte der DoE-Legierungen

Die mittlere Korngröße fällt in der Stabkokille niedriger aus als in der Sternkokille. Vermutlich deshalb, weil das geringere Schmelzvolumen in der Sternkokille eine schnellere Abkühlungsgeschwindigkeit erlaubt und dadurch weniger Zeit bleibt, um vorhandene heterogene Keime zu aktivieren als dies in der Stabkokille der Fall ist. Dieser Effekt führt auch dazu, dass die Korngrößen in der Sternkokille deutlich stärker inhomogen verteilt sind.

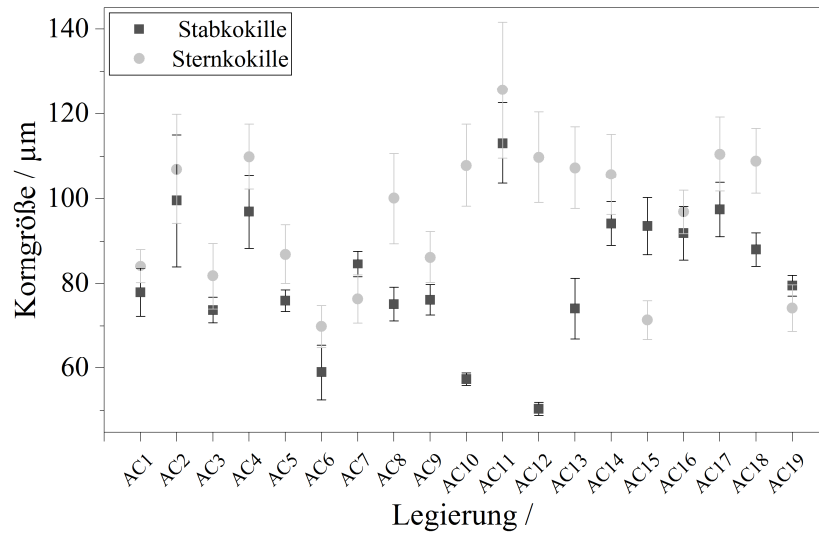


Abbildung 73 Korngrößen der DoE-Legierungen in Stern- und Stabkokille

In Abbildung 74 sind die Korngrößen der DoE-Legierungen über dem GRF im Vergleich mit Daten von Bäckerud et al. [57] aufgetragen. Der berechnete GRF schwankt zwischen 14 und 27 und die gemessenen Korngrößen liegen mit 50-130 μm überwiegend unter den von Bäckerud et al. angegebenen Werten. Somit kann davon ausgegangen werden, dass bei den DoE-Legierungen sowohl der wachstumshemmende Einfluss der in der Schmelze gelösten Elemente als auch die durch das Kornfeinungsmittel zugegebenen heterogenen Keime wirksam die Korngrößen herabgesetzt haben. Das in den Daten von Bäckerud et al. erkennbare Plateau bei etwa 125 μm , welches auch Spittle und Sadli [56] in ihren Untersuchungen mit Kornfeinungsmittel beschreiben, kann mit einer minimalen Ti-Zugabe von 0,05 Gew.-% sowie einer geringen Kornfeinungsmittelzugabe von 0,1 Gew.-% AlTi5B1 unterschritten werden. Somit bestätigen sich die von Sigworth [77] an einer AlCuMnMgZn-Legierung gemachten Beobachtungen einer effektiven Kornfeinung mit geringen Ti- und Kornfeinungsmittelzugabe.

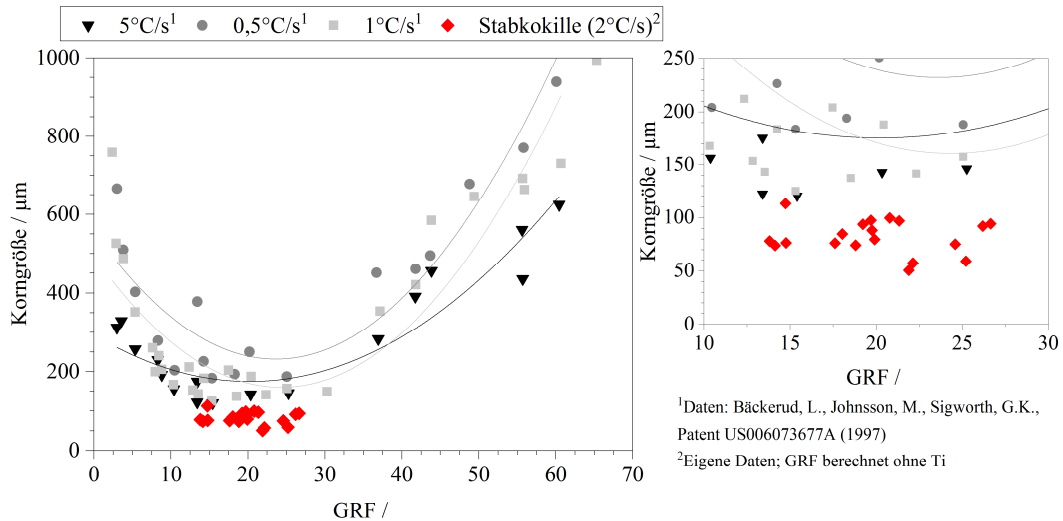


Abbildung 74 Korngrößen über dem GRF der DoE-Legierungen zusammen mit Daten von Bäckerud et al. [57]

Ein Zusammenhang zwischen den gemessenen Korngrößen und dem GRF ist in der Gegenüberstellung in Abbildung 74 nicht erkennbar. Die Korngrößenunterschiede zwischen den einzelnen DoE-Legierungen sind entsprechend nicht über den GRF erklärbar. Mögliche Ursachen liegen in leichten Unterschieden in der Temperaturführung, unterschiedlichen Stehzeiten der Schmelzen und einem damit verbundenen Agglomerieren und Absetzen von Al_3Ti - und TiB_2 -Partikeln oder möglichen Wechselwirkungen zwischen den Legierungselementen, die beim (linearen) GRF nicht berücksichtigt werden.

Der Phasenanteil², so zeigt das Konturendiagramm in Abbildung 75, nimmt mit steigendem Cu-Gehalt zu. Ein steigender Co-Gehalt von 0,1 zu 0,5 Gew.-% wirkt sich leicht und eine Ni-Zunahme bis 1,3 Gew.-% wirkt sich deutlich auf den Anteil an Korngrenzphasen aus. Der Einfluss des Mn-Gehaltes nimmt bei geringem Co-Gehalt ab und bei hohem Co-Gehalt zu. Wenn nur 0,1 Gew.-% Co in der Legierung enthalten sind, liegt Mn bevorzugt im Mischkristall gelöst vor, wie aus den REM-/EDX-Messungen in Tabelle 24 hervorgeht. Steigt der Co-Gehalt, wird Mn bevorzugt in Korngrenzphasen gebunden, d.h. der Phasenanteil steigt.

²Der mittels Kontrastverfahren bestimmte Phasenanteil umfasst intermetallische Phasen ab einer bei 500facher Vergrößerung optisch identifizierbaren Größe, d.h. im Mischkristall gelöste Elemente sowie Al_2Cu -Ausscheidungen in der Matrix werden in der Größe „Phasenanteil“ nicht erfasst.

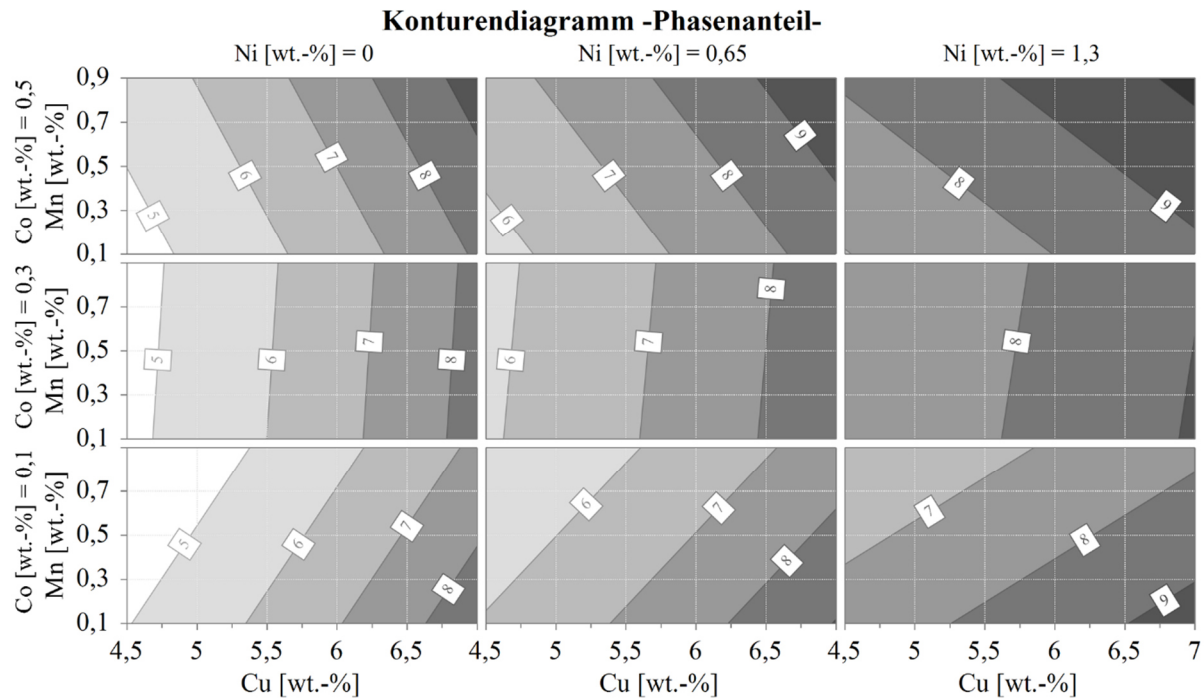
Abbildung 75 Konturendiagramm des Phasenanteils [$R^2=0,81$; $Q^2=0,56$], MODDE 12

Tabelle 24 EDX-Messpunkte der Aluminiummatrix von zwei DoE-Legierungen

| Legierung | Messpunkt | Element in Gew.-% (> 0,1 Gew.-%) | | | | | | |
|---------------------------------|-----------|-------------------------------------|------|------|------|------|------|------|
| | | Al | Cu | Mn | Co | Ti | Ni | Fe |
| AlCu4.5Mn0.9Ni1.3Co0.1 (AC7) | Matrix_1 | 96,89 | 2,35 | 0,73 | - | - | - | - |
| | Matrix_2 | 98,33 | 1,12 | 0,47 | - | - | - | - |
| | Matrix_3 | 98,05 | 1,19 | 0,38 | 0,15 | 0,17 | - | - |
| AlCu4.5Mn0.1Co0.5 (AC9) | Matrix_1 | 98,59 | 0,92 | - | - | - | 0,17 | 0,15 |
| | Matrix_2 | 96,99 | 2,88 | - | - | - | - | - |

Aufgrund der relativ guten Modellqualität des Phasenanteils und der im Konturendiagramm erkennbaren plausiblen Zusammenhänge, bleibt der Phasenanteil Bestandteil des Modells, das im nächsten Schritt für die Identifizierung eines Optimums verwendet wird. Ob der Phasenanteil als Hilfsvariable für die Wärmeleitfähigkeit geeignet ist, wird sich dabei zeigen.

5.4.4 Zusammenfassung

Hohe Cu-Gehalte verbessern sowohl die Warmrissbeständigkeit als auch Dehngrenze und Festigkeit, erhöhen den Anteil an Phasen auf den Korngrenzen, reduzieren aber aufgrund des höheren Anteils spröder Phasen die Bruchdehnung. Diese Reduktion kann durch ein kombiniertes Zulegieren von Mn und Co aber ausgeglichen werden. Zur Erzielung einer hohen Warmfestigkeit, also für eine höhere Temperaturstabilität der mechanischen Eigenschaften, eignen sich Mn-Zusätze. Mit Mn wird allerdings auch die Warmrissneigung erhöht und die Dehngrenze bei Raumtemperatur reduziert. Ni hat von den untersuchten Legierungselementen den vielfältigsten Einfluss. Bei niedrigem Cu-Gehalt verbessert eine Ni-Zugabe die Warmrissbeständigkeit und die Bruchdehnung bei Raumtemperatur. Liegt ein hoher Cu-Gehalt vor, kehrt sich der Ni-Einfluss um und die Bruchdehnung wird reduziert, während die Dehngrenze verbessert wird. Ni erhöht, ebenso wie ein hoher Cu-Gehalt, den Anteil an Korngrenzphasen. Eine stabilisierende Wirkung auf die mechanischen Eigenschaften bei erhöhter Temperatur hat Ni entgegen der Erwartung nicht.

Die Konturendiagramme für die mechanischen Eigenschaften von Raumtemperatur bis 250 °C können genutzt werden, um eine Zusammensetzung zu identifizieren, die gewünschte mechanische Eigenschaften erfüllt. Die Konturendiagramme bei 300 °C sollten aufgrund der niedrigen Modellqualität nicht verwendet werden. Auch das Konturendiagramm der Warmrissneigung sollte nur bedingt Anwendung finden. Das Konturendiagramm für den Phasenanteil kann genutzt werden, um den Phasenanteil abzuschätzen.

5.5 Untersuchung eines Optimums

Unter Anwendung des Regressionsmodells, das basierend auf den Versuchsergebnissen umfassend angepasst wurde, kann nun eine Optimierung erfolgen. Die mechanischen Eigenschaften bei erhöhter Temperatur sollen maximiert und die Warmrisszahl minimiert werden. Die Zielgröße Phasenanteil, die stellvertretend für die Wärmeleitfähigkeit steht, soll ebenfalls minimiert werden. Als Ober- und Untergrenzen für die Optimierung dienen die zuvor ermittelten Referenzwerte der konventionellen Legierung AlCuNiCoSbZr, da diese von den untersuchten Legierungen die höchsten mechanischen Eigenschaften bei erhöhter Temperatur aufweist. Die jeweils höchsten Mittelwerte der Legierung AlCuNiCoSbZr werden als Untergrenze für die mechanischen Eigenschaften sowie die niedrigste Warmrisszahl und der niedrigste Phasenanteil als Obergrenze herangezogen. Die sich dadurch ergebenden Grenzwerte sind in Tabelle 25 aufgeführt.

Da das Regressionsmodell für die mechanischen Eigenschaften bei 300 °C eine niedrige Modellqualität aufweist, kommt eine Optimierung dieser Zielgrößen nicht infrage. Stattdessen werden die mechanischen Eigenschaften bei 250 °C herangezogen. Zwar ist auch die Modellqualität der Warmrissneigung niedrig, aber aufgrund der Bedeutung als Zielgröße wird die Warmrissneigung trotzdem in die mit Optimierung aufgenommen. Der Phasenanteil geht als Hilfsvariable für die Wärmeleitfähigkeit mit ein.

Tabelle 25 Grenzwerte für die Minimierung und Maximierung im DoE zur Ermittlung eines Optimums (kursiv angegebene Werte fließen in die Optimierung mit ein)

| Ziel: Maximierung der mechanischen Eigenschaften | | | |
|--|-----------------------|--------------------------|--------|
| Temperatur in °C | R _m in MPa | R _{p0,2} in MPa | A in % |
| 20 | 304,5 | 233,2 | 4,8 |
| 200 | 254,3 | 199,7 | 5,5 |
| 250 | 191,3 | 128,8 | 7,7 |
| 300 | 154,2 | 104,3 | 11,6 |
| Ziel: Minimierung der Warmrissneigung | | | |
| WRZ | Von AlCuNiCoSbZr | Angepasst* | |
| | 1,33 | 1,00 | |
| Ziel: Minimierung des Anteils an Korngrenzphasen | | | |
| Phasenanteil | Von AlCuNiCoSbZr | Angepasst* | |
| | 5,5 % | 8 % | |

*An die Modellgegebenheiten angepasst.

In sogenannten Sweet Spot Plots kann dargestellt werden, bei welchen Einstellungen der Eingangsgrößen die Grenzwerte der ausgewählten Zielgrößen erreicht werden. Im Sweet Spot Plot, der in Abbildung 76 dargestellt ist, werden jeweils in den dunkel markierten Bereichen die festgelegten Grenzen erreicht bzw. eingehalten, also ein Optimum (*engl. sweet spot*) erzielt.

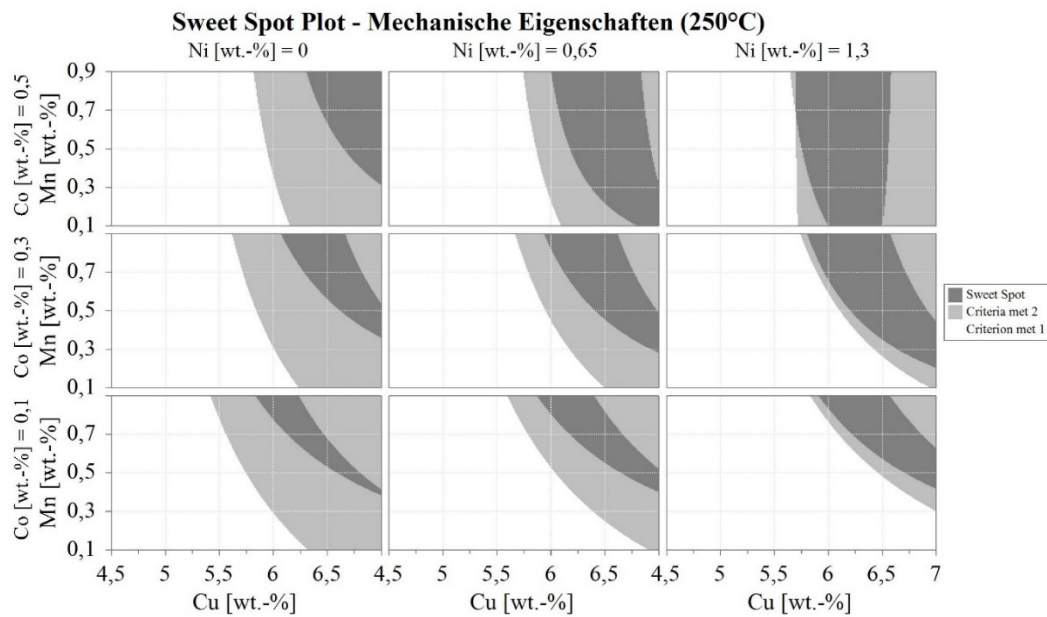


Abbildung 76 Sweet Spot Plot aus den mechanischen Eigenschaften R_m , $R_{p0.2}$ und A bei 250 °C

Durch Hinzunahme der zwei Kriterien Warmrissneigung und Phasenanteil wird der Sweet Spot weiter eingeschränkt. Die Obergrenze des Phasenanteils von 5,5 % kann nicht eingehalten werden, da dieser Wert laut Modell bei keiner Zusammensetzung erreichbar wäre. Somit wird der Grenzwert für den Phasenanteil sukzessive erhöht und schließlich auf 8 % festgesetzt. Die Warmrissneigung hingegen wird auf 1,0 statt 1,3 als Obergrenze reduziert. Schließlich ergibt sich ein Sweet Spot Plot, aus dem ein Optimum für Verifizierungsversuche ausgewählt wird. Dafür wird die Legierung AlCu6.7Mn0.5Co0.1 ausgewählt, an der Warmrissneigung, mechanische Eigenschaften bis 300 °C sowie die thermophysikalischen Eigenschaften bestimmt werden.

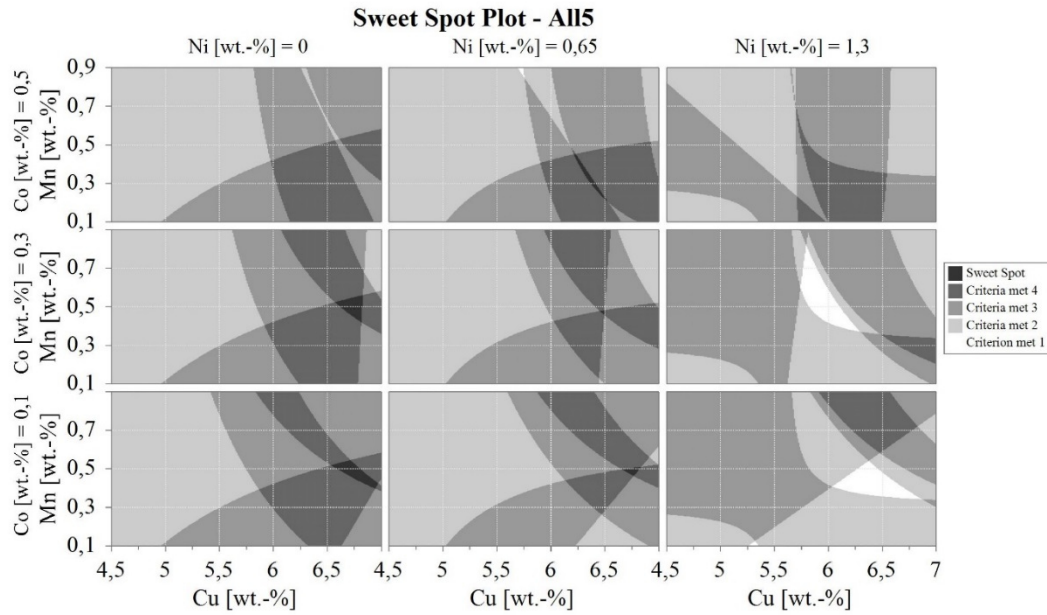


Abbildung 77 Sweet Spot Plot aus den mechanischen Eigenschaften bei 250 °C, der Warmrisszahl $< 1,0$ und einem Phasenanteil $< 8\%$

Die Vorhersagewerte der mechanischen Eigenschaften werden, mit Ausnahme der Bruchdehnung bei 300 °C, von den Messwerten genau getroffen oder leicht übertroffen (s. Abbildung 78). Damit ist der Nachweis erbracht, dass das zugrundeliegende Regressionsmodell zuverlässig in der Lage ist, die mechanischen Eigenschaften bis 300 °C, mit Ausnahme der Bruchdehnung, vorherzusagen. Die mangelhafte Übereinstimmung zwischen Vorhersage und Messwert der Bruchdehnung bei 300 °C ist vor dem Hintergrund der niedrigen Modellqualität keine Überraschung. R_m und $R_{p0,2}$ bei 300 °C liegen nah am oder über dem Vorhersagewert, aber unterhalb der Referenzwerte von der Legierung Al-CuNiCoSbZr, was wiederum die Modellqualität bestätigt.

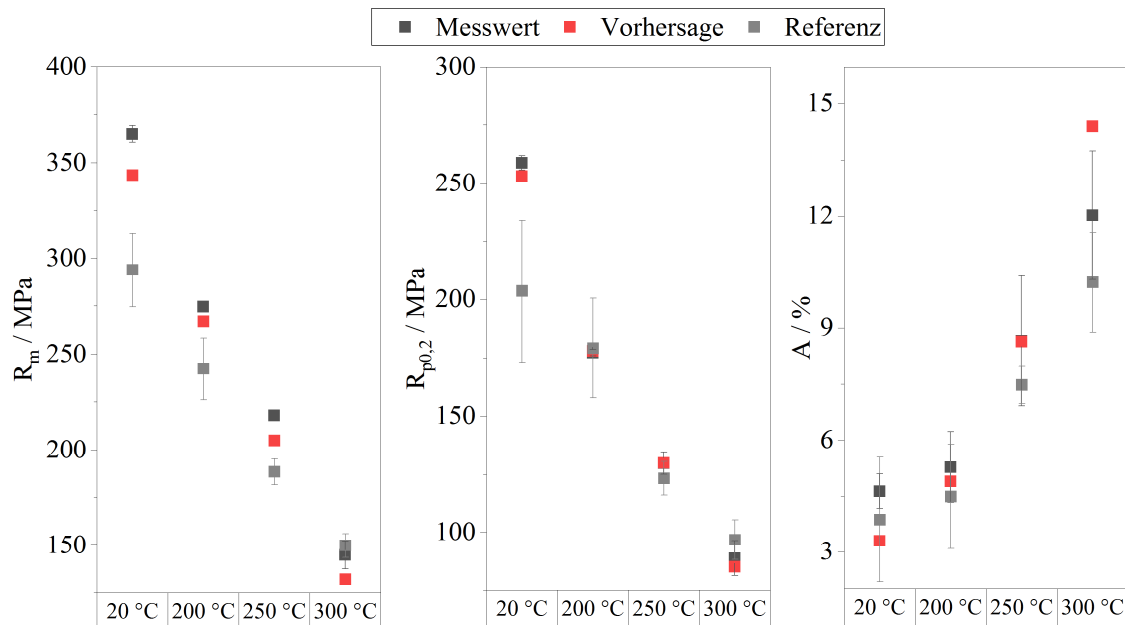


Abbildung 78 Gegenüberstellung aus gemessenen und vorhergesagten mechanischen Eigenschaften mit den Referenzwerten der konventionellen Legierung AlCuNiCoSbZr

Das Modell sagt einen Phasenanteil von 7,3 % und eine Warmrisszahl von 0,94 voraus. Die Messung des Phasenanteils ergibt einen Mittelwert von 5,74 % und eine Standardabweichung von 1,4 %. Das Modell eignet sich somit auch zur Vorhersage des Phasenanteils. Bei der Messung der Warmrisszahl bestätigt sich die Befürchtung, dass die Modellqualität für eine Vorhersage nicht ausreicht, denn die gemessene Warmrisszahl beträgt 1,58. Eine Modellerweiterung für die Warmrisszahl um weitere Versuchspunkte für quadratische Modellterme erscheint sinnvoll.

5.6 Untersuchung der thermophysikalischen Eigenschaften an zwei DoE-Legierungen

Die thermophysikalischen Eigenschaften werden am Optimum (AlCu6.7Mn0.5Co0.1, AC20) und an einer DoE-Legierung bestimmt. Aus den DoE-Legierungen wird die Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 (AC19) ausgewählt, da diese die höchsten mechanischen Eigenschaften bei 250 °C sowie die niedrigste Warmrisszahl aufweist (die zugehörige Auswertungsmatrix ist im Anhang gelistet).

Die thermische Leitfähigkeit und die Wärmeleitfähigkeit der Legierung AlCu6.7Mn0.5Co0.1 liegen höher als die der Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3. Die Wärmekapazität liegt in ähnlichen Bereichen. Im Vergleich zur Referenzlegierung AlCuNiCoSbZr weisen beide DoE-Legierungen höhere thermophysikalische Eigenschaften auf.

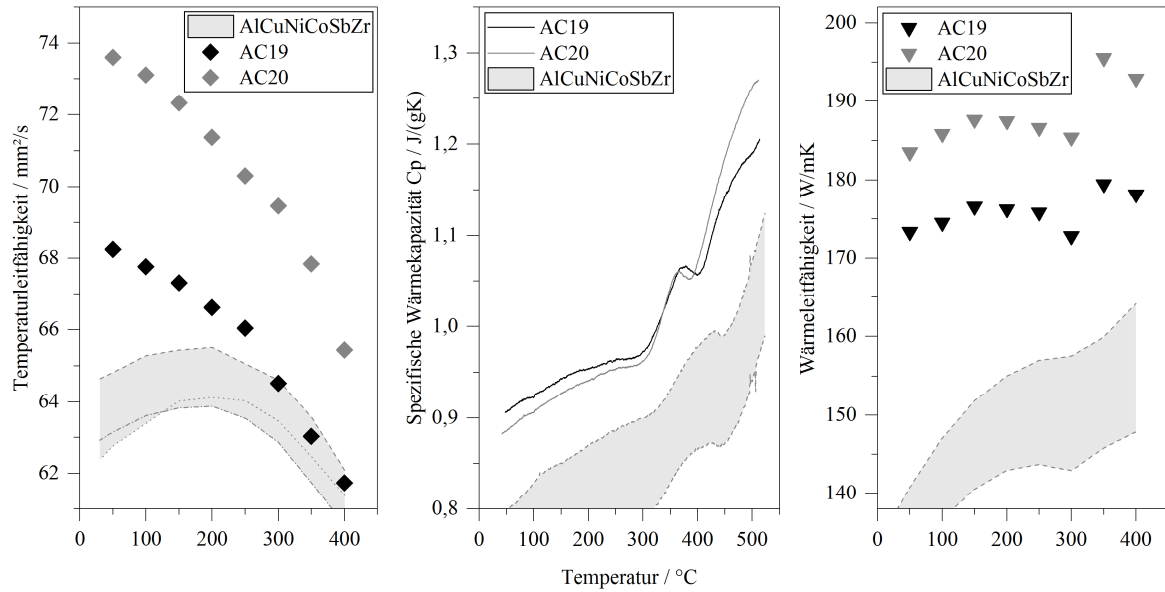


Abbildung 79 Thermophysikalische Eigenschaften der Legierungen AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 (AC19) und AlCu6.7Mn0.5Co0.1 (AC20)

Im Verifizierungsversuch hat sich gezeigt, dass die zugrundeliegende Annahme, dass eine hohe Wärmeleitfähigkeit einen niedrigen Phasenanteil bedingt, korrekt ist. In Abbildung 80 ist die Wärmeleitfähigkeit der Legierungen AlCuNiCoSbZr, AlCu4Ti(Mg) und der zwei DoE-Legierungen vom Phasenanteil auf den Korngrenzen dargestellt. Es scheint kein eindeutiger Zusammenhang zwischen dem Phasenanteil und der Wärmeleitfähigkeit zu bestehen.

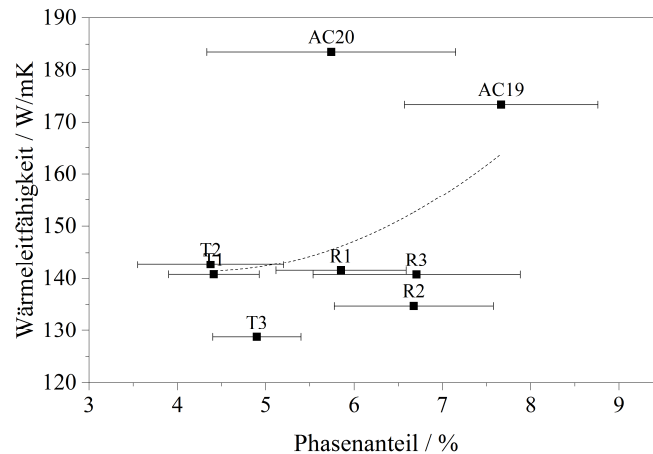


Abbildung 80 Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit vom Phasenanteil auf den Korngrenzen

Neben der Wärmeleitfähigkeit wirken sich auch die Anzahl an Korngrenzen und der Anteil gelöster Elemente im Mischkristall auf die Wärmeleitfähigkeit aus. Die Wärmeleitfähigkeit über der Korngrenze ist in Abbildung 81 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass mit zunehmender Korngröße und dadurch mit sinkender Anzahl an Korngrenzen die

Ergebnisse

Wärmeleitfähigkeit steigt. Die Differenz zwischen den DoE-Legierungen zu den konventionellen Legierungen fällt ebenso auf wie der Umstand, dass AC19 und AC20 bei ähnlichen Korngrößen deutlich unterschiedliche Wärmeleitfähigkeiten aufweisen.

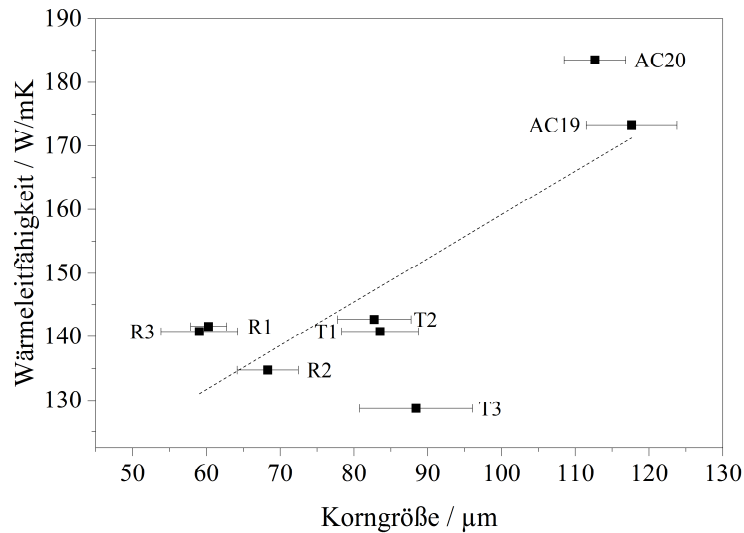


Abbildung 81 Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit von der Korngröße

Um den Anteil gelöster Elemente im Mischkristall quantifizieren zu können, wurden ausgewählte Proben (R2, R3, T1, T2, AC19, AC20) in der Mikrosonde vermessen. Bei der Auswertung wird nicht zwischen tatsächlich in der Matrix zwangsgelöstem Cu und sekundären Al_2Cu -Phasen unterschieden – in beiden Fällen ist von einer Störung des Elektronenflusses durch die Matrix auszugehen. Der Umstand, dass teilkohärente Ausscheidungen das Gitter mehr verzerren als kohärente, wird an dieser Stelle vernachlässigt. Es ist davon auszugehen, dass ein Großteil der Ausscheidungen kohärent vorliegt, da die Proben vor der Messung der thermophysikalischen Eigenschaften für 300 Stunden bei 400 °C ausgelagert wurden. Bei den angegebenen Elementgehalten handelt es sich um Probenmittelwerte eines Linescans, wie einer in Abbildung 83 zusammen mit einer Mikrosondenaufnahme zu sehen ist. Die Ergebnisse sind in Abbildung 82 (a) bis (d) dargestellt.

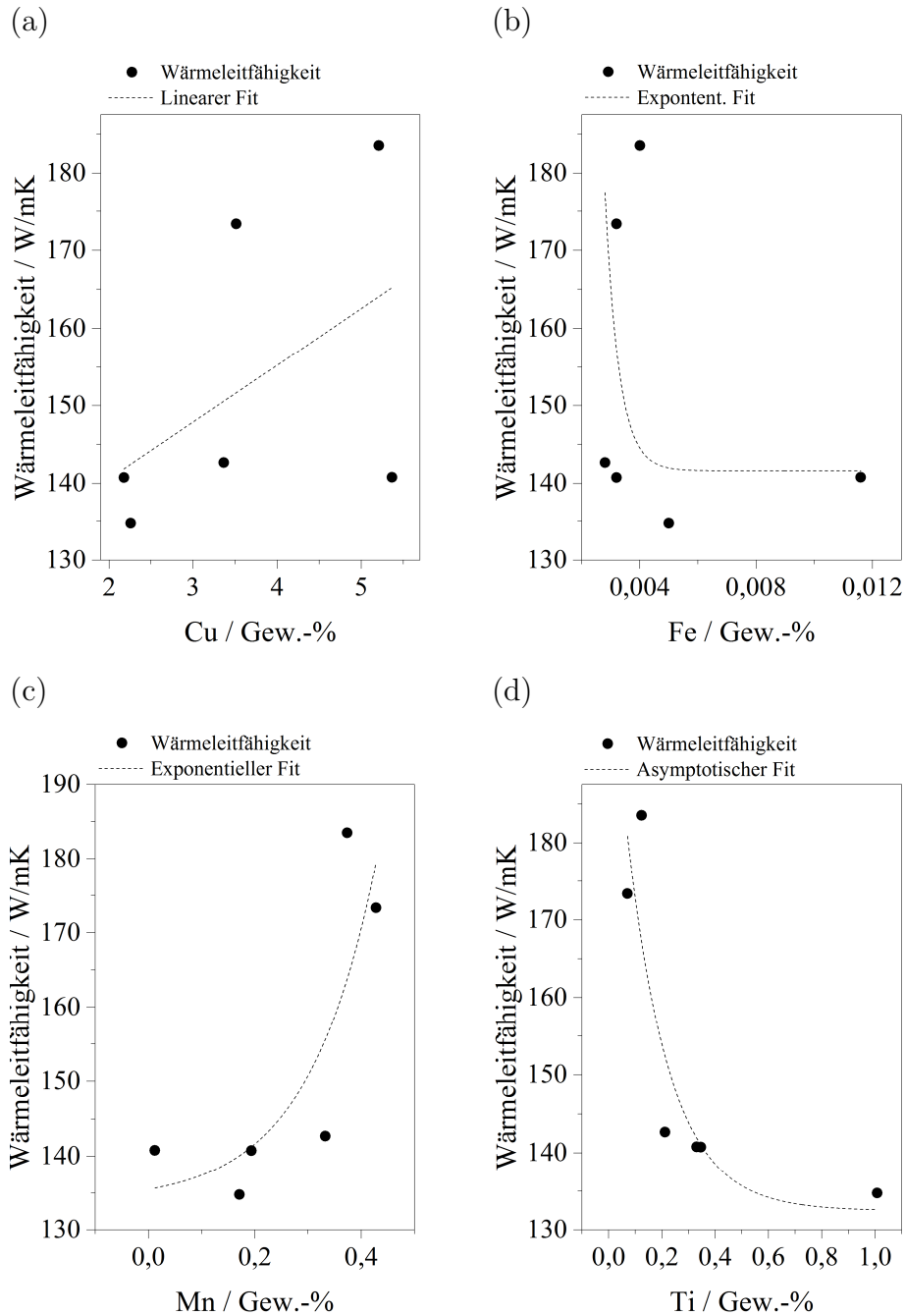
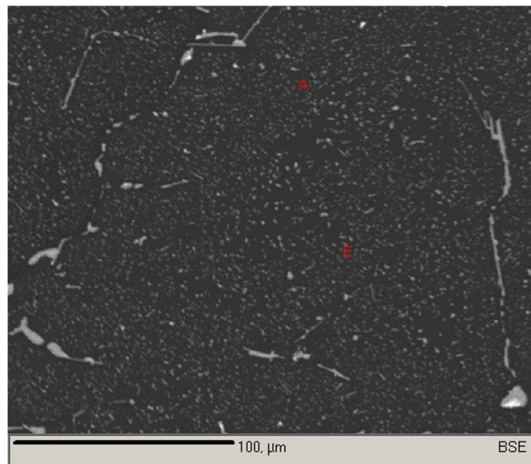


Abbildung 82 Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit vom Elementgehalt im Mischkristall (Mikrosonde)

Sowohl ein höherer Cu- als auch Mn-Gehalt bewirkt eine moderate bzw. exponentielle Steigerung der Wärmeleitfähigkeit. Bei den Elementen Fe und Ti verhält es sich umgekehrt, wobei der Fe-Gehalt sehr gering ist und der Zusammenhang zur Wärmeleitfähigkeit vernachlässigt werden kann. Der Ti-Gehalt hingegen hat einen deutlich negativen Einfluss. Die Legierung mit dem höchsten Ti-Gehalt ist die Legierungsvariante R2 (Al-CuNiCoSbZr), die 0,25 Gew.-% Ti und 0,15 Gew.-% Zr enthält. Die Variante R3 mit umgekehrtem Ti:Zr-Verhältnis weist einen Ti-Gehalt von $\sim 0,4$ Gew.-% auf. Zr wurde nicht gemessen.



AC19 - Profil A-B

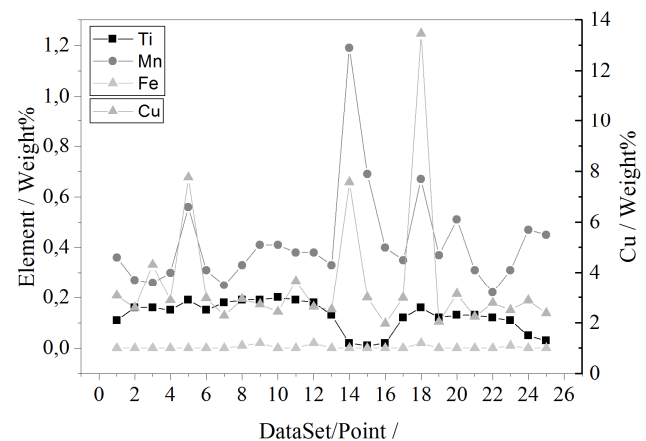


Abbildung 83 Mikrosonden-Linescan der Legierung $\text{AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3}$

Zusammenfassung:

- Die Anwendung des Phasenanteils auf den Korngrenzen hat sich als eine geeignete Hilfsvariable für den statistischen Versuchsplan gezeigt, die mit vergleichsweise geringem Aufwand ermittelt werden kann. Messungen an der Mikrosonde zur Bestimmung des Anteils an Elementen im Mischkristall sind zeitaufwendig und kostenintensiv, ebenso wie die direkte Ermittlung der thermophysikalischen Eigenschaften.
- Eine geringe Anzahl an Korngrenzen, gleichzusetzen mit groben Körnern, führt zu einer Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit.
- Die mittels Mikrosonde ermittelten Anteile an Elementen im Mischkristall zeigen auf, inwieweit welche Elemente die Wärmeleitfähigkeit in den AlCu-Legierungen beeinflussen. Allerdings ist die Beschreibung „Elemente im Mischkristall“ dahingehend einzuschränken, dass es sich nicht notwendigerweise um im Mischkristall gelöste Elemente handelt, sondern um Elemente, die als Dispersoide oder Sekundärausscheidungen vorliegen. Für diese Bestimmung sind höher auflösende Messungen erforderlich.
- Die Einstellung eines niedrigen Ti-Gehaltes von 0,05 Gew.-% lässt höhere Wärmeleitfähigkeiten zu.

6 Diskussion

6.1 Anwendung der statistischen Versuchsplanung für eine Legierungsentwicklung

Die Anwendung der statistischen Versuchsplanung ermöglicht eine simultane Verfolgung mehrerer Ziele bei geringem Ressourceneinsatz für eine hohe Informationsdichte. Für eine Legierungsentwicklung bedeutet das im Idealfall, dass durch einen geeigneten Versuchsplan mehrere anwendungsrelevante Materialeigenschaften zeitgleich optimiert und bei geringem Versuchsaufwand aufgrund des Vorhersagepotentials überproportional viele Informationen über den Einfluss der Legierungselemente und ihre Wechselwirkungen gewonnen werden können. Die Auswertung und Optimierung des statistischen Versuchsplans basiert auf einem interaktionsbasierten, zweistufigen Modell, dass mithilfe einer linearen Regressionsanalyse aufgestellt und angepasst wird. Die Legierungsentwicklung einer AlCu-Gusslegierung mit der Zielsetzung, die drei Eigenschaften der (a) reduzierten Warmrissneigung, (b) hohen Festigkeit bei erhöhter Temperatur und (c) hohen Wärmeleitfähigkeit miteinander zu vereinen, hat einerseits eine vielseitig einsetzbare Legierung hervorgebracht und andererseits die Möglichkeit geschaffen, eine Legierungszusammensetzung für ein maßgeschneidertes Eigenschaftsprofil zu identifizieren.

6.1.1 Bewertung der Zielerreichung bei diametralen Anforderungen

Die Anforderungen, niedrige Warmrissneigung und hohe Warmfestigkeit bei gleichzeitig hoher Wärmeleitfähigkeit zu gewährleisten, verlaufen diametral zueinander und haben insbesondere bei der Festigkeit bei Raumtemperatur einen Kompromiss erforderlich gemacht. Hervorzuheben ist, dass durch die Auswahl der Legierungselemente und ihrer Gehalte bei einigen der untersuchten Zusammensetzungen eine niedrige oder gar keine Warmrissneigung auftritt – eine für sonst hoch warmrissanfällige AlCu-Gusslegierungen herausragende Eigenschaft.

6.1.2 Bewertung der Anwendung eines interaktionsbasierten Modells

Die angepassten Modelle für die quasi-statischen mechanischen Eigenschaften von Raumtemperatur bis 250 °C zeigen eine ausreichend hohe Modellqualität und Vorhersagekraft, sodass zuverlässige Erwartungswerte für beliebige chemische Zusammensetzungen innerhalb des Versuchsraums berechnet werden können.

Eine zuverlässige Vorhersage der zu erwartenden Warmrisszahlen ist aufgrund der niedrigen Vorhersagequalität des Modells nicht möglich. Das interaktionsbasierte Modell

scheint für diese Zielgröße unzureichend zu sein und eine Erweiterung zu einem quadratischen Modell, z.B. durch Hinzufügen weiterer Versuche auf Würfelkanten (Box-Behnken-Design) oder sternförmig um den Center Point herum (Central-Composite-Design), erscheint sinnvoll.

6.1.3 Bewertung der Anwendung einer Hilfsvariable für die Wärmeleitfähigkeit

Der metallografisch bestimmte Anteil an Korngrenzphasen ist eine mit Einschränkungen durchaus anwendbare, geeignete Hilfsvariable für die Wärmeleitfähigkeit. Die Anzahl an Korngrenzen sowie der Anteil an Elementen im Aluminiumschmelzkristall werden bei Anwendung dieser Hilfsvariablen jedoch vernachlässigt, was zu einer Verschiebung der Ergebnisse führen kann.

6.2 Vorhersagekriterien für Warmrissneigung und Korngröße bei AlCu-Gusslegierungen

Die Vorhersage der Korngröße ist bei den konventionellen AlCu-Gusslegierungen mit dem empirischen Kennwert KF16 relativ gut ($R^2=0,82$) möglich. Somit kann der Kornfeinungszustand von AlCu-Schmelzen mit der thermischen Analyse überprüft werden. Die Anwendung des Growth Restriction Factors (GRF) zur Einstellung eines geeigneten Ti-Gehaltes einer Legierung für minimale Korngrößen funktioniert bei den verwendeten AlCu-Gusslegierungen bedingt. Der GRF ist bei mehrkomponentigen Legierungen durch auftretende Wechselwirkungen fehleranfällig.

Die Vorhersage der Warmrissneigung über TFR und CSC ist bei Legierungssystemen, von denen experimentell bestätigte thermodynamische Kennwerte vorhanden sind, möglich, wie sich an den konventionellen Legierungen gezeigt hat. Die Datenbasis scheint für binäre Co-, Mn- und Ni-haltige AlCu-Legierungen jedoch derart unzureichend zu sein, dass Vorhersagen mithilfe von thermodynamischen Berechnungen nicht möglich sind. Sowohl das nach Scheil-Gulliver berechnete Erstarrungsintervall als auch das empirisch aus der thermischen Analyse ermittelte Erstarrungsintervall haben sich bei den konventionellen Legierungen als Vorhersagekriterien bewährt.

6.3 Weiterführende Arbeiten

Aufbauend auf dieser Arbeit ist eine detaillierte Untersuchung unterschiedlicher Wärmebehandlungsparameter auf die mechanischen Eigenschaften angeraten. Möglicherweise

können die Wärmebehandlungszeiten verkürzt werden, ohne die mechanischen Eigenschaften einzuschränken.

In Bezug auf die thermophysikalischen Eigenschaften sind die Grundlagen gelegt für eine Quantifizierung der Beiträge der einzelnen Gefügeparameter auf die Wärmeleitfähigkeit. Die in dieser Arbeit erarbeitete Datenbasis ist für die Aufstellung eines Modells nicht ausreichend.

7 Zusammenfassung

Ressourcenschonende, effiziente Entwicklungen, Konstruktionen und Prozesse stehen im heutigen Maschinenbau aufgrund von umweltbedingten, politischen, wirtschaftlichen und gesellschaftlichen Anforderungen im Vordergrund. Ein anforderungsgerechter Leichtbau und endkonturnahe Herstellungsprozesse sind Bausteine, die effektiv dazu beitragen. In dieser Arbeit wurde gezeigt, dass es unter Einsatz der statistischen Versuchsplanung möglich ist, mehrere Zielgrößen simultan zu adressieren und dadurch eine zeit- und ressourceneffiziente Werkstoffentwicklung zu betreiben.

In Vorbereitung auf die Legierungsentwicklung wurde eine ausführliche Literaturrecherche durchgeführt, wurden thermodynamische Berechnungen vorgenommen und in praktischen Untersuchungen unter gleichbleibenden Versuchsbedingungen Referenzwerte von konventionellen AlCu-Gusslegierungen ermittelt. Dabei kristallisierte sich heraus, dass bei einem Kupfergehalt von 7,0 Gew.-% an der Obergrenze des technisch üblichen Bereichs die Vorteile in Bezug auf Festigkeit und Warmrissneigung die Nachteile einer erhöhten Sprödigkeit deutlich überwiegen. Zudem erwiesen sich die Legierungselemente Mangan, Nickel und Kobalt als vielversprechend hinsichtlich der Anforderungen an eine hohe Warmfestigkeit, Warmrissbeständigkeit und eine möglichst geringe negative Beeinflussung der Wärmeleitfähigkeit. Unter Berücksichtigung der gewonnenen Erkenntnisse wurde für die Aufstellung eines statistischen Versuchsplans ein interaktionsbasiertes Regressionsmodell zugrunde gelegt, in dem die vier Legierungselemente Kupfer (Cu), Mangan (Mn), Nickel (Ni) und Kobalt (Co) als Eingangsgrößen variiert wurden. Zudem wurde ein Titangehalt von 0,05 Gew.-% für alle Legierungen festgelegt, um den wachstumshemmenden Effekt des Titans zusammen mit dem Kornfeinungsmittel AlTi5B1 für die Kornfeinung zu nutzen. Entsprechend der Anforderungen an den Werkstoff wurden die Warmfestigkeit bis 300 °C, die Warmrissbeständigkeit sowie die Wärmeleitfähigkeit als Zielgrößen formuliert. Insgesamt achtzehn AlCuMnCo(Ni)-Legierungen wurden erprobt und analysiert.

Das aus den Ergebnissen generierte Regressionsmodell zeigte gute Vorhersagen der mechanischen Eigenschaften bis einschließlich 250 °C sowie für den Anteil an Korngrenzphasen. Letzteres diente als „Phasenanteil“ als Hilfsvariable zur Darstellung der Wärmeleitfähigkeit im statistischen Versuchsplan. Aus den Versuchen ging hervor, dass der Phasenanteil als Hilfsvariable gut geeignet ist, da er eine Tendenz in der Veränderung

der Wärmeleitfähigkeit anzeigt und zugleich in wirtschaftlicher Weise ermittelt werden kann. Wie sich außerdem gezeigt hat, besteht keine unmittelbare Korrelation zu den thermophysikalischen Eigenschaften, da neben den Phasen auf den Korngrenzen auch eine hohe Anzahl an Korngrenzen sowie im Mischkristall vorhandene Elemente und Phasen die Leitfähigkeit in einem Werkstoff einschränken. Für die Warmrisszahl zeigte das aufgestellte Regressionsmodell niedrige Gütekriterien, d.h. die Vorhersagekraft des Modells ist für diese Zielgröße nicht ausreichend.

Basierend auf den zuvor ermittelten Referenzwerte wurde anschließend aus dem Modell eine optimale Zusammensetzung $\text{AlCu}_{6.7}\text{Mn}_{0.5}\text{Co}_{0.1}$ identifiziert, für die höchste mechanische Eigenschaften bei 250 °C, eine Warmrisszahl $< 1,0$ sowie ein Phasenanteil $< 8\%$ vorhergesagt wurde. Die Versuchsergebnisse bestätigten die hohe Modellqualität für die mechanischen Eigenschaften und den Phasenanteil, zeigte aber auch, dass die Modellqualität für die Warmrisszahl nicht ausreichend war: die vorhergesagte Warmrisszahl wurde in den Versuchen nicht erreicht. Der niedrige Phasenanteil hingegen führte zu einer hohen Wärmeleitfähigkeit der Legierung. Im Vergleich zur Referenzlegierung AlCuNiCoSbZr , die unter den konventionellen Legierungen die höchste Warmfestigkeit bei 300 °C gezeigt hatte, weist das Optimum $\text{AlCu}_{6.7}\text{Mn}_{0.5}\text{Co}_{0.1}$ überwiegend höhere Eigenschaften auf. Die mechanischen Eigenschaften bis einschließlich 250 °C und die Wärmeleitfähigkeit fallen beim Optimum höher aus als bei der AlCuNiCoSbZr und die Warmrissneigung ist mit 1,58 gleich.

Die wichtigsten Ergebnisse dieser Arbeit umfassen:

- Es wurden mehrere chemische Zusammensetzungen von AlCu-Gusslegierungen erarbeitet, die eine niedrige oder gar keine Warmrissneigung sowie hohe quasi-statische mechanische Eigenschaften von Raumtemperatur bis 300 °C aufweisen.
- Es wurde eine Legierung entwickelt, die höhere mechanische Eigenschaften bis 250 °C und eine höhere Wärmeleitfähigkeit aufweist als eine konventionelle Referenzlegierung.
- Aus einem interaktionsbasierten und verifizierten Regressionsmodell wurden Konturendiagramme erarbeitet, die eine gezielte Ermittlung anforderungsgerechter Legierungen erlauben.

Literaturverzeichnis

- [1] R. Richter, *Optimierung von Eigenspannungszuständen an Zylinderköpfen von PKW-Dieselmotoren mit Hilfe der Simulation*. Wiesbaden: Springer, 2017.
- [2] R. van Basshuysen und F. Schäfer, *Handbuch Verbrennungsmotor*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2015.
- [3] EAA, „Application: Power train-Cylinder Heads“ in *Aluminium Automotive Manual*, European Aluminium Association, Hg., 3rd ed., 2015, S. 1–11.
- [4] G. W. Dieckhues, „Entwicklung eines dynamisch hochbelasteten Strukturbauteils aus der hochfesten Legierung AlCu4Ti“ in *Moderne Gießereiprozesse zur Herausforderung Leichtbau*, Gurten, 2017, S. 33.
- [5] I. A. Bryukhanov, V. L. Kovalev und A. V. Larin, „Nucleation of dislocations in aluminum alloys with copper“, *Phys. Solid State*, Jg. 57, Nr. 9, S. 1807–1817, 2015.
- [6] F. Kröger und B. Tonn, „Qualification of Al-Cu Casting Alloys for Application in Permanent Mold Casting Processes“ in *The 56th Annual Conference of Metallurgists: Hosting World Gold and Nickel-Cobalt : August 27-30, 2017, Hyatt Regency Vancouver, British Columbia, Canada : proceedings*, 2017.
- [7] C. Bartels *et al.*, „Gusseisen mit Kugelgraphit: Herstellung - Eigenschaften - Anwendung“, *Konstruieren und Gießen*, Jg. 32, Nr. 2, 2007.
- [8] M. Ratzfeder, B. Stauder, M. Djurdjevic, F. J. Feikus und L. Kniewallner, „Entwicklung und Anwendung einer AlCu-basierten Hochleistungsgusslegierung für Zylinderköpfe“, *GIESSEREI*, Jg. 102, Nr. 9, S. 34–41, 2015.
- [9] F. Ostermann, *Anwendungstechnologie Aluminium*. Berlin/Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2007.
- [10] S. Zima und H. Tschöke, *Motorkolben: Bauarten, Betrieb, Schäden ; mit 210 Tabellen*, 1. Aufl. Wiesbaden: Vieweg + Teubner Verlag, 2005.
- [11] F. D’Elia, C. Ravindran, D. Sediako, K. U. Kainer und N. Hort, „Hot tearing mechanisms of B206 aluminum–copper alloy“, *Materials & Design*, Jg. 64, S. 44–55, 2014, <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306914005561>.
- [12] H. Kamguo Kamga, D. Larouche, M. Bournane und A. Rahem, „Solidification of Aluminum-Copper B206 Alloys with Iron and Silicon Additions“, *Metall and Mat Trans A*, Jg. 41, Nr. 11, S. 2844–2855, 2010.

- [13] S. Bozorgi und K. Anders, „Mechanical Properties of high copper containing Al-Cu-Si cast alloys at elevated temperature“ in *ICAA-16 2018 proceedings*, M. Wells und M. Brochu, Hg., Westmount, QC: Canadian Institute of Mining Metallurgy & Petroleum, 2018.
- [14] J. A. Spittle und A. A. Cushway, „Influences of superheat and grain structure on hot-tearing susceptibilities of Al-Cu alloy castings“, *Metals Technology*, Nr. 10, S. 6–13, 1983.
- [15] B. Lenczowski *et al.*, „Neue Entwicklungen auf dem Gebiet der warmfesten Aluminium-Gusswerkstoffe“, *GIESSEREI*, Jg. 91, Nr. 8, S. 32–38, 2004.
- [16] H. Smetan, „Entwicklung serientauglicher Kokillengießverfahren für hochfeste und hochwarmfeste Al-Gusslegierungen“, *GIESSEREI*, Jg. 102, Nr. 03, S. 58–69, 2015.
- [17] F. Stadler, H. Antrekowitsch, W. Fragner, H. Kaufmann und P. J. Uggowitzer, „Einfluss der Hauptlegierungselemente auf wichtige physikalische Eigenschaften warmfester AlSi-Gusslegierungen“, *GIESSEREI*, Jg. 99, 10/2012, S. 100–108, 2012.
- [18] D. Altenpohl, *Aluminium und Aluminiumlegierungen*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1965.
- [19] G. K. Sigworth und F. DeHart, „Recent developments in the high strength aluminium-copper casting alloy A206“ in *Transactions of the American Foundry Society and the proceedings of the one hundred seventh Annual Casting Congress, April 26 - 29, 2003 ; volume 111*, Des Plaines, Ill.: AFS American Foundry Soc, 2003, S. 341–354.
- [20] J. R. Davis, Hg., *Aluminum and aluminum alloys*, 6. Aufl. Materials Park, Ohio: ASM International, 2007.
- [21] D. Apelian, *Wordwide Report Aluminum Cast Alloys: Enabling Tools for Improved Performance*. Illinois, USA: North American Die Casting Association, 2009.
- [22] J. R. Davis, Hg., *Metals handbook*, 2. Aufl. Materials Park, Ohio: ASM International, 1998.
- [23] www.makeitfrom.com, *Material Properties of A201.0*. [Online] Verfügbar unter: <https://www.makeitfrom.com/material-properties/A201.0-A201.0-T7-A12010-Cast-Aluminum>. Zugriff am: 23. Dezember 2018.

- [24] www.matweb.com, *Material Properties of aluminum alloy 208.0*. [Online] Verfügbar unter: <http://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=ba97150a7e794db58c350efbaef8b89b&n=1&ckck=1>. Zugriff am: 23. Dezember 2018.
- [25] www.stpaulfoundry.com, *Material Properties of aluminum alloy 208.0*. [Online] Verfügbar unter: https://www.stpaulfoundry.com/AlloySpecs/alloy_specifications_data_page.aspx?id=208.0. Zugriff am: 23. Dezember 2018.
- [26] www.asm.matweb.com, *Material properties of aluminum alloy 222*. [Online] Verfügbar unter: <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=ma2017t4>. Zugriff am: 23. Dezember 2018.
- [27] www.makeitfrom.com, *Material properties of aluminum alloy A242.0*. [Online] Verfügbar unter: <https://www.makeitfrom.com/material-properties/242.0-CN42A-A02420-Cast-Aluminum>.
- [28] www.makeitfrom.com, *Material properties of aluminum alloy A242.0*. [Online] Verfügbar unter: <https://www.makeitfrom.com/material-properties/A242.0-A242.0-T75-A12420-Cast-Aluminum>.
- [29] *Aluminium und Aluminiumlegierungen*, DIN EN 1706, 2013.
- [30] Aluminium Rheinfelden GmbH. [Online] Verfügbar unter: <http://rheinfelden-alloys.eu/legierungen/alufont/>. Zugriff am: 9. Dezember 2019.
- [31] E. Macherauch und H.-W. Zoch, *Praktikum in Werkstoffkunde: 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik*, 11. Aufl. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag / Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH Wiesbaden, 2011.
- [32] G. Gottstein, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2014.
- [33] S. Knirsch, E. Ambos und M. Todte, „Werkstoff- und Verfahrensentwicklung für Zylinderköpfe von hochbelasteten Verbrennungsmotoren“, *MTZ Motortech Z*, Jg. 65, Nr. 4, S. 292–297, 2004.
- [34] S. Kalpakjian, S. R. Schmid und E. Werner, *Werkstofftechnik*, 1. Aufl. München: Pearson Studium, 2011.
- [35] E. Köhler und R. Flierl, *Verbrennungsmotoren: Motormechanik, Berechnung und Auslegung des Hubkolbenmotors*, 6. Aufl. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag / Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH Wiesbaden, 2012.

- [36] W. Skolaut, Hg., *Maschinenbau: Ein Lehrbuch für das ganze Bachelor-Studium*, 2. Aufl. Berlin: Springer Vieweg, 2018.
- [37] I. Polmear, *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals*, 4. Aufl. s.l.: Elsevier professional, 2005.
- [38] D. R. Askeland, *The Science and Engineering of Materials: Solutions manual*. Dordrecht: Springer Netherlands, 1991.
- [39] M.A. Easton und D.H. StJohn, „A model of grain refinement incorporating alloy constitution and potency of heterogeneous nucleant particles“, *Acta Materialia*, Jg. 49, Nr. 10, S. 1867–1878, 2001.
- [40] D. M. Stefanescu, *Science and Engineering of Casting Solidification*, 3. Aufl. Cham, s.l.: Springer International Publishing, 2015.
- [41] J. Campbell, *Complete casting handbook: Metal casting processes, metallurgy, techniques and design*. Amsterdam: Elsevier, 2015.
- [42] D. H. StJohn, M. Qian, M. A. Easton und P. Cao, „The Interdependence Theory: The relationship between grain formation and nucleant selection“, *Acta Materialia*, Jg. 59, Nr. 12, S. 4907–4921, 2011.
- [43] J. Campbell und R. A. Harding, „The Feeding of Castings: TALAT Lectures 3206“, Interdisciplinary Research Centre in Materials Processing, The University of Birmingham, Birmingham, 1994.
- [44] B. L. Bramfitt, „The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron“, *Metall and Materi Trans B*, Jg. 1, Nr. 7, S. 1987–1995, 1970.
- [45] T. E. Quested, „Understanding mechanisms of grain refinement of aluminium alloys by inoculation“, *Materials Science and Technology*, Jg. 20, Nr. 11, S. 1357–1369, 2004.
- [46] M. Johnsson und L. Eriksson, „Thermal expansion of Al and TiB₂ in the temperature range 300 to 900 K and calculated lattice fit at the melting temperature for Al“, *Zeitschrift fuer Metallkunde*, Jg. 89, Nr. 7, S. 478–480, 1998.
- [47] P. Cooper, A. Hardman und E. Burhop, „Characterisation of a new generation of grain refiners for the foundry industry“, *TMS Light Metals*, 2003, <https://pdfs.semanticscholar.org/13a4/b2560d4ca071f8cb6cb6ca4e5b5addb15ec8.pdf>. Zugriff am: 11. November 2019.

- [48] M. Johnsson, L. Bäckerud und G.K. Sigworth, „Study of the mechanism of grain refinement of aluminum after additions of Ti- and B-containing master alloys“, *MTA (Metallurgical Transactions A)*, 24A, S. 481–491, 1993.
- [49] M. Easton und D. StJohn, „Grain refinement of aluminum alloys: Part I. the nucleant and solute paradigms—a review of the literature“, *Metall and Mat Trans A*, Jg. 30, Nr. 6, S. 1613–1623, 1999.
- [50] L. Bäckerud, „On the grain refining mechanism in Al-Ti-B alloys“, *Jernkontorets Ann.*, Jg. 155, S. 422–424, 1971.
- [51] A. J. Cornish, „The Influence of Boron on the Mechanism of Grain Refinement in Dilute Aluminium-Titanium Alloys“, *Metal Science*, Jg. 9, Nr. 1, S. 477–484, 1975.
- [52] P.S. Mohanty und J.E. Gruzleski, „Mechanisms of Grain Refinement in Aluminium“, *Acta Metall. Mater.*, Jg. 43, Nr. 5, S. 2001–2012, 1995.
- [53] A. M. Samuel, S. A. Alkahtani, H. W. Doty und F. H. Samuel, „Role of Zr and Sc addition in controlling the microstructure and tensile properties of aluminum–copper based alloys“, *Materials & Design*, Jg. 88, S. 1134–1144, 2015.
- [54] L.A. Tarshis, J.L. Walker und J.W. Rutter, „Experiments on the solidification structure of alloy castings“, *Metallurgical Transactions*, Jg. 2, Nr. 9, S. 2589–2597, 1971, <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02814899>.
- [55] I. Maxwell und A. Hellawell, „A simple model for grain refinement during solidification“, *Acta Metallurgica*, Jg. 23, Nr. 2, S. 229–237, 1975.
- [56] J. A. Spittle und S. Sadli, „Effect of alloy variables on grain refinement of binary aluminium alloys with Al–Ti–B“, *Materials Science and Technology*, Jg. 11, Nr. 6, S. 533–537, 1995.
- [57] L. Bäckerud, M. Johnsson und G. Sigworth, „Method for Optimization of the grain refinement of aluminum alloys (Veröffentlichungsnr. des Patents: 6,073,677; Anmelder: Opticast AB)“.
- [58] R. Schmid-Fetzer und A. Kozlov, „Thermodynamic aspects of grain growth restriction in multicomponent alloy solidification“, *Acta Materialia*, Jg. 59, Nr. 15, S. 6133–6144, 2011.
- [59] R. Gerke-Cantow, „Beitrag zur Herstellung hochfester Aluminium-Feingussteile. Dissertation“. Dissertation, Technische Universität Clausthal, Clausthal-Zellerfeld, 2005.

- [60] P. Sepehrband, R. Mahmudi und F. Khomamizadeh, „Effect of Zr addition on the aging behavior of A319 aluminum cast alloy“, *Scripta Materialia*, Jg. 52, Nr. 4, S. 253–257, 2005.
- [61] M. Garat und G. Laslaz, „Improved Aluminium Alloys for Common Rail Diesel Cylinder Heads“, *AFS Transactions*, 07-002, S. 1–8, 2007, http://www.joinville.udesc.br/portal/professores/guesser/materiais/Improved_Aluminium_Alloys_for_Diesel_Cyl_Heads_09Apr08.pdf.
- [62] W.-D. Finkelburg, *Wärmebehandlung von Aluminium-Legierungen*. Düsseldorf: GDA, 2007.
- [63] I. J. Polmear, „Solute partitioning to enhance mechanical properties of aged aluminium alloys“ in *Fundamentals of aluminium metallurgy: Production, processing and applications*, R. N. Lumley, Hg., Oxford, Philadelphia: Woodhead Publishing, 2011, S. 367–385.
- [64] J. Gobrecht, *Werkstofftechnik - Metalle*, 3. Aufl. München: Oldenbourg, 2009.
- [65] E. Zschech, „Metallkundliche Prozesse bei der Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen“, *HTM Härterei-Technische Mitteilungen*, Jg. 51, Nr. 3, S. 137–144, 1996.
- [66] T. Pabel *et al.*, „Methoden und Ergebnisse zur Optimierung der Wärmebehandlung von aushärtbaren Aluminium-Gusslegierungen“, *Berg Huettenmaenn Monatsh*, Jg. 156, Nr. 7, S. 269–274, 2011.
- [67] S. Li und D. Apelian, „Hot Tearing of Aluminum Alloys: A Critical Literature Review“, *International Journal of Metalcasting*, Winter, S. 23–40, 2011.
- [68] G.K. Sigworth, „Hot Tearing of Metals“, *AFS Transactions*, Jg. 155, S. 1053–1062, 1996.
- [69] L. Katgerman und D. G. Eskin, „In Search of the Prediction of Hot Cracking in Aluminium Alloys“ in *Hot Cracking Phenomena in Welds II*, T. Böllinghaus, H. Herold, C. E. Cross und J. C. Lippold, Hg., 1st ed., Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2008, S. 11–26.
- [70] C. Kammer, *Aluminium-Taschenbuch*, 16. Aufl. Berlin: Beuth, 2009.
- [71] S. Franke, *Taschenbuch der Gießerei-Praxis 2017: 2. Auflage*. Berlin: Schiele & Schön, 2017.

- [72] D. G. Eskin, Suyitno und L. Katgerman, „Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys“, *Progress in Materials Science*, Jg. 49, Nr. 5, S. 629–711, 2004.
- [73] C. Davidson, D. Viano, L. Lu und D. StJohn, „Observation of crack initiation during hot tearing“, *International Journal of Cast Metals Research*, Jg. 19, Nr. 1, S. 59–65, 2006.
- [74] F. D'Elia, „A Study of Hot Tearing During Solidification of B206 Aluminum Alloy“. Dissertation, Ryerson University, Toronto, Ontario, Kanada, 2015.
- [75] O. Mies, *Metallographie: Grundlagen und Anwendungen*. Berlin, Heidelberg, s.l.: Springer Berlin Heidelberg, 1942.
- [76] F. D'Elia und C. Ravindran, „Influence of grain refinement on hot tearing in B206 and A319 aluminum alloys“, *Trans Indian Inst Met*, Jg. 62, 4-5, S. 315–319, 2009.
- [77] G.K. Sigworth, „Method for grain refinement of high strength aluminum casting alloys (Veröffentlichungsnr. des Patents: US6368427B1; Anmelder: G.K. Sigworth)“, 2002.
- [78] F. D'Elia und C. Ravindran, „Influence of grain refinement on hot tearing in B206 and A319 aluminum alloys“, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Jg. 62, 4-5, S. 315–319, 2009. Zugriff am: 13. Oktober 2015.
- [79] M. Sadayappan, M. Sahoo und D.J. Weiss, „Evaluation of the hot tearing susceptibility of selected magnesium casting alloys in permanent moulds“ in *Transactions of the American Foundry Society: One Hundred Eleventh Annual Metalcasting Congress Mai 15 - 18, 2007 ; vol. 115*, Schaumburg, Ill.: American Foundry Society, 2007, S. 1–6.
- [80] J. Heidemann, „Ermüdungsrisssausbreitung in hochfesten Aluminium- und Titanlegierungen bei periodischen Überlasten“. Dissertation, Metallkunde und Werkstofftechnik, Technische Universität Hamburg-Harburg, Hamburg, 2008.
- [81] X.J. Liu, I. Ohnuma, R. Kainuma und K. Ishida, „Thermodynamic Assessment of the Aluminum-Manganese (Al-Mn) Binary Phase Diagram“, *Journal of Phase Equilibria*, Jg. 20, Nr. 1, S. 45–56, 1999.
- [82] R. F. Gutiérrez, G. Requena und B. Stauder, „3D-Characterization of AlCu5Mg0.3Mn0.3 and AlCu7Mn0.4 Alloys“, *PM*, Jg. 51, Nr. 6, S. 451–462, 2014.

- [83] V. V. Cheverikin, A. V. Khvan und V. S. Zolotarevskiy, „Transforming of the Morphology of Iron Phases in Aluminum Alloys“ in *Weiland, Rollett et al. (Hg.) 2012 – ICAA13 Pittsburgh*, S. 1205–1208.
- [84] K. Liu, X. Cao und X.-G. Chen, „Effect of Mn, Si, and Cooling Rate on the Formation of Iron-Rich Intermetallics in 206 Al-Cu Cast Alloys“, *Metall and Material Trans B*, Jg. 43, Nr. 5, S. 1231–1240, 2012.
- [85] V. S. Zolotarevskij, N. A. Belov und M. V. Glazoff, *Casting aluminum alloys*, 1. Aufl. Amsterdam: Elsevier, 2007.
- [86] J. Hernandez-Sandoval, G. H. Garza-Elizondo, A. M. Samuel, S. Valtierra und F. H. Samuel, „The ambient and high temperature deformation behavior of Al–Si–Cu–Mg alloy with minor Ti, Zr, Ni additions“, *Materials & Design*, Jg. 58, S. 89–101, 2014.
- [87] S. Klan, „Beitrag zur Evolution von Aluminium-Gusslegierungen für warmfeste Anwendungen“. Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg, Freiberg, 2004.
- [88] S. Kenningley *et al.*, „Verfahren zur Herstellung eines Motorbauteils, Motorbauteil und Verwendung einer Aluminiumlegierung,“ DE 102014209102 A1, Deutschland 102014209102, Nov 19, 2015.
- [89] N. Haghdadi, A. B. Phillion und D. M. Maijer, „Microstructure Characterization and Thermal Analysis of Aluminum Alloy B206 During Solidification“, *Metall and Mat Trans A*, Jg. 46, Nr. 5, S. 2073–2081, 2015.
- [90] S. K. Xie *et al.*, „Effects of Ce Addition on the Mobility and Hot Tearing Tendency of Al-4.5Cu Alloy“, *AMR*, 146-147, S. 481–484, 2011.
- [91] M. Sadayappan, M. Sahoo, M. Shkuka, B.J. Yang und R.W. Smith, „Effect of Melt Processing and Magnetic Field on the Hot Tearing of Al-Cu Alloy A201“ in *Transactions of the American Foundry Society and the proceedings of the one hundred fifth Annual Casting Congress: April 28 - May 1, 2001 ; volume 109*, Des Plaines, Ill.: AFS American Foundry Soc, 2001, S. 407–416.
- [92] E. Nachtigall und G. Lang, „Elektrische Leitfähigkeit von Aluminiumguß“, *Mitteilungen - Vereinigte Metallwerke Ranshofen Berndorf AG*, S. 16–19, 1965.
- [93] A. Pithan und H. Koch, „Modifikationen von Aluminiumlegierungen für hohe thermische Beanspruchungen“, *GIESSEREI*, Nr. 10, S. 38–43, 2012.

- [94] W. D. Callister und D. G. Rethwisch, *Fundamentals of materials science and engineering*, 4. Aufl. Hoboken, NJ: Wiley, 2013.
- [95] *Monolithische Keramik, Thermophysikalische Eigenschaften*, DIN EN 821-2, 1997.
- [96] H. Ibach und H. Lüth, *Festkörperphysik: Eine Einführung in die Grundlagen*. Berlin, Heidelberg, s.l.: Springer Berlin Heidelberg, 1988.
- [97] H. Czichos, B. Skrotzki und F.-G. Simon, *Das Ingenieurwissen: Werkstoffe*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2014.
- [98] S. Hunklinger, *Festkörperphysik*, 3. Aufl. München: Oldenbourg, 2011.
- [99] G. Rau und R. Ströbel, *Die Metalle: Werkstoffkunde mit ihren chemischen und physikalischen Grundlagen*, 19. Aufl. München: Verl. Neuer Merkur, 2004.
- [100] C. Kammer, Hg., *Aluminium-Taschenbuch*, 15. Aufl. Düsseldorf: Aluminium-Verl., 1998.
- [101] K. G. Schmitt-Thomas, *Metallkunde für das Maschinenwesen: Band II: Gleichgewichts- und Ungleichgewichtszustände*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1989.
- [102] F. Kröger und B. Tonn, „Entwicklung von AlCu-Gusslegierungen für thermisch beanspruchte Anwendungen“, *GIESSEREI*, Jg. 106, Nr. 07, S. 40–47, 2019.
- [103] W. Kleppmann, *Taschenbuch Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren*, 4. Aufl. München: Hanser, 2006.
- [104] H. Czichos, T. Saito und L. Smith, *Springer Handbook of Materials Measurement Methods*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2006.
- [105] B. G. Rüttimann und K. Wegener, „The Power of DOE: How to Increase Experimental Design Success and Avoid Pitfalls“, *JSSM*, Jg. 08, Nr. 02, S. 250–258, 2015.
- [106] K. Siebertz, D. van Bebber und T. Hochkirchen, *Statistische Versuchsplanung: Design of Experiments (DoE)*, 2. Aufl. Berlin, Heidelberg: vieweg, 2017.
- [107] O. Andreas, „Modellgestützte Versuchsplanung und Optimierung: Einsteigerkurs“, Umesoft GmbH Eschborn, Jan. 2018.
- [108] Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, *Kompakt-Lexikon Wirtschaftsmathematik und Statistik: 750 Begriffe nachschlagen, verstehen, anwenden*. Wiesbaden: Springer Gabler, 2013.
- [109] W. Timischl, *Angewandte Statistik: Eine Einführung für Biologen und Mediziner*, 3. Aufl. Wien, Heidelberg, Dordrecht, London, New York: Springer, 2013.

- [110] Sartorius Stedim Data Analytics AB, *User Guide to MODDE*. [Online] Verfügbar unter: <https://landing.umetrics.com/downloads-modde>. Zugriff am: 6. November 2019.
- [111] H. D. Alamdari, D. Dubé und P. Tessier, „Behavior of Boron in Molten Aluminum and its Grain Refinement Mechanism“, *Metall and Mat Trans A*, Jg. 44, Nr. 1, S. 388–394, 2013.
- [112] F. Kröger und B. Tonn, *Schlussbericht zum Vorhaben "Entwicklung von AlCu-Basislegierungen für den prozesssicheren Einsatz als hoch- und warmfeste Gusslegierungen im Sand- und Kokillenguss": Schlussbericht zu IGF-Vorhaben Nr. 18647N*.
- [113] J. Campbell und R. A. Harding, „The Feeding of Castings: TALAT Lectures 3207“, Interdisciplinary Research Centre in Materials Processing, The University of Birmingham, Birmingham, 1994.
- [114] R. Abbaschian, L. Abbaschian und R. E. Reed-Hill, *Physical metallurgy principles*, 4. Aufl. Stamford: Cengage Learning, op. 2010.
- [115] *Hochleistungskeramik - Keramische Verbundwerkstoffe - Thermophysikalische Eigenschaften*, DIN EN 1159-4, 2004.
- [116] *Hochleistungskeramik - Keramische Verbundwerkstoffe - Thermophysikalische Eigenschaften*, DIN EN 1159-2, 2003.
- [117] Netzsch-Gerätebau GmbH, *Informationsbroschüre: Laser Flash Apparatur LFA 457 MicroFlash(R): Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit, Methode, Technik, Applikation*. [Online] Verfügbar unter: www.netzsch-thermal-analysis.com/de/produkte-loesungen/waerme-und-temperatur-leitfaehigkeitsbestimmung/lfa. Zugriff am: 12. Dezember 2019.
- [118] F. Kohlrausch, *Praktische Physik: Zum Gebrauch für Unterricht, Forschung und Technik Band 1*, 24. Aufl. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 1996.
- [119] *Hochleistungskeramik - Keramische Verbundwerkstoffe - Thermophysikalische Eigenschaften*, DIN EN 1159-3, 2008.
- [120] T. Pabel, S. Bozorgi, C. Kneissl, K. Faerber und P. Schumacher, „Einfluss der Legierungselemente auf die Heißrissneigung bei AlSi7MgCu-Gusslegierungen“, *GIESSEREI*, Jg. 99, Nr. 09, S. 30–37, 2012.
- [121] W. Menk, M. O. Speidel und R. Döpp, „Die thermische Analyse in der Praxis der Aluminiumgießerei“, *GIESSEREI*, Jg. 79, Nr. 4, S. 125–134, 1992.

- [122] S. Klan, „Beitrag zur Evolution von Aluminium-Gusslegierungen für warmfeste Anwendungen“. Dissertation, Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie, Technischen Universität Bergakademie Freiberg, Freiberg, 2004.
- [123] C.M. Adam, „Structure/property relationships and applications of rapidly solidified aluminum alloys“, *Rapidly solidified amorphous and crystalline alloys*, Elsevier, Jg. 8, S. 411–422, 1982.
- [124] S. Li, K. Sadayappan und D. Apelian, „Role of Grain Refinement in the Hot Tearing of Cast Al-Cu Alloy“, *Metall and Materi Trans B*, Jg. 44, Nr. 3, S. 614–623, 2013.
- [125] B. Grushko, R. Wittenberg, K. Bickmann und C. Freiburg, „The constitution of aluminum-cobalt alloys between Al₅Co₂ and Al₉Co₂“, *Journal of Alloys and Compounds*, Jg. 233, S. 279–287, 1996.
- [126] N. A. Belov, D. G. Eskin und A. A. Aksenov, *Multicomponent phase diagrams: Applications for commercial aluminum alloys*, 1. Aufl. Amsterdam: Elsevier, 2005.

Abbildungsverzeichnis

| | |
|--|----|
| Abbildung 1 Simulation der (a) Temperaturverteilung und (b) thermischen Spannungen an einem PKW-Dieselmotorkolben [2, S. 989]..... | 1 |
| Abbildung 2 Vergleich der spezifischen Festigkeiten ausgewählter Werkstoffgruppen bis 300 °C ([6]; Daten aus [7, S. 62, 8, 9, S. 13]) | 3 |
| Abbildung 3 Phasendiagramm des binären Aluminium-Kupfer-Systems von 0 bis 60 Gew.-% Cu (a) und eines Ausschnitts von 0 bis 10 Gew.-% Cu (b) | 8 |
| Abbildung 4 Volumenveränderung während der Abkühlung und Erstarrung einer Legierung mit Volumenkontraktion α , Liquidustemperatur T_L und Solidustemperatur T_S [9, S. 178] | 11 |
| Abbildung 5 Schematische Darstellung der Speisungsmechanismen (in Anlehnung an [41, S. 353])..... | 14 |
| Abbildung 6 Korngrößen in binären Al-Legierungen in Abhängigkeit vom Elementgehalt unter Zugabe von 0,2 Gew.-% AlTi5B1; nach [20]..... | 16 |
| Abbildung 7 Korngrößen in binären Al-Legierungen in Abhängigkeit vom Elementgehalt; nach [56]..... | 18 |
| Abbildung 8 Darstellung (I) der Kristallstrukturen der GP-Zonen, Θ'' -, Θ' - und Θ -Phasen sowie (II) die zugehörigen Aufnahmen eines Durchstrahlungselektronenmikroskops und (III) der zuzuordnenden Zustände nach Auslagerungsdauer mit Anzeige des dominierenden Versetzungsmechanismus (in Anlehnung an [31, S. 254, 36, S. 542, 63, S. 44])..... | 20 |
| Abbildung 9 ZTU-Diagramm einer AlCu4-Legierung; [66], nach [65] | 21 |
| Abbildung 10 Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf Erstarrungsmorphologie | 24 |
| Abbildung 11 Elektrische Leitfähigkeit binärer Legierungen aus Reinaluminium im Gusszustand (Abbildung aus [93], Primärquelle [92]) | 29 |
| Abbildung 12 Schematische Darstellung der Versuchstypen OFAT (one-factor-at-a-time) und DoE (Design of Experiments) in einem zweidimensionalen Versuchsraum...31 | |
| Abbildung 13 Darstellung eines vollfaktoriellen (a) und eines teilfaktoriellen (b) Versuchsplans bei drei Eingangsgrößen (Faktoren) und zwei Stufen mit jeweils einem Center Point | 34 |
| Abbildung 14 Übersicht über die zu bestimmenden Messwerte und Residuen zur Beurteilung der Modellqualität (in Anlehnung an Darstellung aus [107]) | 36 |
| Abbildung 15 Schematische Darstellung der Draufsicht auf die Sternkokille und das zugehörige Bewertungsschema der Rissarten | 43 |
| Abbildung 16 Charakteristische Eigenschaften von Warmrissen (a) frei liegende Dendriten in der Bruchfläche (REM-Aufnahme) [113] und (b) starke Verzweigung der Warmrisse (Röntgenbild) ([73])..... | 46 |

| | | |
|--------------|--|----|
| Abbildung 17 | Prinzipieller Aufbau des Laserflash-Messverfahrens zur Messung der Temperaturleitfähigkeit eines Materials [117, S. 3] | 48 |
| Abbildung 18 | Vorhersagekriterien für Korngröße und Warmrissneigung unter Anwendung der Thermischen Analyse und thermodynamischer Berechnungen | 49 |
| Abbildung 19 | Vier Wärmebehandlungsvarianten mit Unterschieden in den Lösungsglüh- und Auslagerungszeiten [112] | 53 |
| Abbildung 20 | Prinzipieller Ablauf bei einer statistischen Versuchsplanung | 54 |
| Abbildung 21 | GRF der Legierung AlCu4.5Mn0.9Co0.5 bei variierenden Ti-Gehalten | 60 |
| Abbildung 22 | Schliffbilder gebarkter Proben der Legierung AlCu4.5Mn0.9Co0.5 mit Ti-Gehalten von (a) 0,02 Gew.-%, (b) 0,05 Gew.-%, (c) 0,1 Gew.-% und (d) 0,25 Gew.-% | 61 |
| Abbildung 23 | GRF aller DoE-Legierungen berechnet mit 0,05 Gew.-% Ti | 63 |
| Abbildung 24 | Histogramme der Verteilung der Zielgrößen; mit ~ markierte Zielgrößen sind transformiert; Klassen, engl. bins | 64 |
| Abbildung 25 | Beispielhafte Darstellung eines Coefficient Plot und des Summary of Fit für die Zielgröße $R_{m-200^{\circ}\text{C}}$ | 65 |
| Abbildung 26 | Residuals Normal Probability Plot des Modells für die Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A bei Raumtemperatur | 67 |
| Abbildung 27 | Residuals vs. Variable Plot des Modells der Eingangsgröße Cu für die Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A bei Raumtemperatur | 67 |
| Abbildung 28 | Observed vs. Predicted Plot für die Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A bei Raumtemperatur | 68 |
| Abbildung 29 | Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte R_m , $R_{p0,2}$ und A der Legierung AlCu4Ti(Mg) bis 300 °C [112] | 70 |
| Abbildung 30 | Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte R_m , $R_{p0,2}$ und A der Legierung AlCuNiCoSbZr bis 300 °C [112] | 71 |
| Abbildung 31 | Im Zugversuch ermittelte mechanische Kennwerte R_m , $R_{p0,2}$ und A der Legierung AlCuMnNiCe bis 300 °C [112] | 72 |
| Abbildung 32 | Mechanische Kennwerte der Legierungen AlCu4Ti(Mg) (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) von Raumtemperatur bis 300 °C | 73 |
| Abbildung 33 | Mit der Spiralkokille ermittelte Messwerte des Fließ- und Formfüllungsvermögens der Legierungen AlCu4Ti(Mg) (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) in Kokillen- und Sandguss [112] | 74 |
| Abbildung 34 | Mit der Sternkokille ermittelte Warmrisszahlen der Legierungen AlCu4Ti(Mg) (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) [112] | 76 |
| Abbildung 35 | Gegenüberstellung von Warmrisszahlen und Korngrößen der Legierungen AlCu4Ti(Mg) (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) | 77 |

| | |
|--|----|
| Abbildung 36 An Schliﬀproben aus der Stabkokille mittels Kontrastverfahren bestimmte Anteile intermetallischer Phasen (a) und Porenanteile (b) der Legierungen AlCu4Ti(Mg) (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M)..... | 78 |
| Abbildung 37 Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Legierung AlCu4Ti(Mg), Variante T1, Stabkokille, Vergrößerung 50x | 79 |
| Abbildung 38 Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Legierung AlCuNiCoSbZr, Variante R1, Stabkokille, Vergrößerung 50x | 79 |
| Abbildung 39 Mittlere Korngrößen bei unterschiedlichen Abkühlungsgeschwindigkeiten in Sternkokille und TA-Stahl Tiegel der Legierungen AlCu4Ti(Mg) (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) | 80 |
| Abbildung 40 Mittels DSC gemessene spezifische Wärmekapazität c_p von RT bis 530 °C der Legierungen AlCu4Ti(Mg) (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) [1] | 81 |
| Abbildung 41 Mittels Laserflash-Verfahren gemessene Temperaturleitfähigkeit a der Legierungen AlCu4Ti(Mg) (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) (in Anlehnung an [112]) | 82 |
| Abbildung 42 Berechnete Wärmeleitfähigkeiten der Legierungen AlCu4Ti(Mg) (T), AlCuNiCoSbZr (R) und AlCuMnNiCe (M) (in Anlehnung an [112]) | 83 |
| Abbildung 43 Mechanische Eigenschaften der zwei Legierungen AlCu4Ti(Mg) und AlCuNiCoSbZr bei Raumtemperatur nach verschiedenen Wärmebehandlungen..... | 84 |
| Abbildung 44 Korngrößen der Versuchslegierungen KF1-KF6 in Sternkokille und Croningsand.-Tiegel (QuiK-Cup®)..... | 86 |
| Abbildung 45 Warmrisszahlen der Versuchslegierungen KF1-KF6 | 87 |
| Abbildung 46 Temperaturleitfähigkeit der Versuchslegierungen KF1-KF6..... | 88 |
| Abbildung 47 KF16-Wert über der Korngröße ermittelt an den Versuchslegierungen KF1-KF6 | 89 |
| Abbildung 48 Korngröße über GRF für die Versuchslegierungen KF1-KF6 | 89 |
| Abbildung 49 Gegenüberstellung von Warmrisszahlen der Legierungen AlCu4Ti(Mg) , AlCuNiCoSbZr und AlCuMnNiCe mit dem in ThermoCalc berechneten Terminal Freezing Range (in Anlehnung an [112]) | 90 |
| Abbildung 50 Cracking Susceptibility Coefficient der Legierungen AlCuNiCoSbZr, AlCu4Ti(Mg) und AlCuMnNiCe..... | 91 |
| Abbildung 51 Erstarrungsintervalle der Legierungen AlCu4Ti(Mg), AlCuNiCoSbZr und AlCuMnNiCe (a) berechnet nach Scheil und (b) experimentell bestimmt aus der Thermischen Analyse..... | 92 |
| Abbildung 52 Beispiel eines Konturendiagramms anhand der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze (in MPa) bei 200 °C mit Markierung der Versuchspunkte mit Cu und Ni auf den X-Achsen und Co und Mn auf den Y-Achsen [$R^2=0,92$; $Q^2=0,72$], MODDE 12..... | 94 |
| Abbildung 53 Warmrisszahlen der DoE-Legierungen und der konventionellen Legierungen | 95 |

| | | |
|--------------|---|-----|
| Abbildung 54 | REM-Aufnahmen einer Warmrissbruchfläche der Legierung AlCu4.5Mn0.9Co0.5 (AC11), WRZ=2,50..... | 96 |
| Abbildung 55 | (a) REM-Aufnahme einer Warmrissbruchfläche mit gekennzeichneten freiliegenden Dendriten und (b) lichtmikroskopische Aufnahme eines Schliffes der Legierung AlCu4.5Mn0.9Co0.5 (AC11)..... | 97 |
| Abbildung 56 | (a) REM-Aufnahme einer Warmrissbruchfläche mit gekennzeichnete interdendritischer Phase und (b) lichtmikroskopische Aufnahme eines Schliffes der Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 (AC19, Center Point), WRZ=0,33..... | 98 |
| Abbildung 57 | (a) REM-Aufnahme einer Warmrissbruchfläche und (b) lichtmikroskopische Aufnahme eines Schliffes der Legierung AlCu7.0Mn0.1Ni1.3Co0.1 (AC6) mit markierter interdendritischer Phase, WRZ=0,92 | 99 |
| Abbildung 58 | REM-Aufnahmen einer Warmrissbruchfläche (a) mit Messpunkten p1, p2 und (b) p3 der Legierung AlCu7.0Mn0.9Co0.1 (AC4), WRZ=1,42 | 100 |
| Abbildung 59 | Warmrisszahlen der DoE-Legierungen aufgetragen über der Korngröße | 101 |
| Abbildung 60 | Schliffbild einer Sternkokillenprobe der Legierung AC11 im gebarkerten Zustand; Warmrisszahl 2,5, mittlere Korngröße 126 µm..... | 102 |
| Abbildung 61 | Schliffbild einer Sternkokillenprobe der Legierung AC17 im gebarkerten Zustand; Warmrisszahl 0,0, mittlere Korngröße 111 µm..... | 102 |
| Abbildung 62 | Vorhersagekennwert TFR mit Festphasenbereich 85-95 % mit der Warmrisszahl für die DoE-Legierungen..... | 102 |
| Abbildung 63 | Vorhersagekennwert CSC in Gegenüberstellung mit der Warmrisszahl für die DoE-Legierungen | 103 |
| Abbildung 64 | Signifikante Modell-Koeffizienten der Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A | 104 |
| Abbildung 65 | Mechanische Eigenschaften der DoE-Legierungen bei RT mit Angabe der Kennwertbandbreiten von den konventionellen Legierungen AlCu4Ti(Mg) und AlCuNiCoSbZr | 105 |
| Abbildung 66 | Mechanische Eigenschaften der DoE-Legierungen bei 300 °C mit Angabe der Kennwertbandbreiten von den konventionellen Legierungen AlCu4Ti(Mg) und AlCuNiCoSbZr | 106 |
| Abbildung 67 | Konturendiagramm der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze (in MPa) bei RT [$R^2=0,95$; $Q^2=0,78$], MODDE 12..... | 107 |
| Abbildung 68 | Konturendiagramm der Bruchdehnung A (in %) bei RT [$R^2=0,86$; $Q^2=0,61$], MODDE 12..... | 108 |
| Abbildung 69 | REM-Aufnahme der Legierung AlCu4.5Mn0.1Co0.5 (AC9) mit Messpunkten p1 bis p4, Gusszustand..... | 109 |
| Abbildung 70 | REM-Aufnahme der Legierung AlCu4.5Mn0.9Ni1.3Co0.1 (AC7) mit Messpunkten p1 bis p5, Gusszustand..... | 110 |

| | |
|---|-----|
| Abbildung 71 Konturendiagramm der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze (in MPa) bei 250 °C [$R^2=0,73$; $Q^2=0,51$], MODDE 12 | 111 |
| Abbildung 72 Konturendiagramm der Bruchdehnung A (in %) bei 250 °C [$R^2=0,93$; $Q^2=0,80$], MODDE 12 | 112 |
| Abbildung 73 Korngrößen der DoE-Legierungen in Stern- und Stabkockille | 113 |
| Abbildung 74 Korngrößen über dem GRF der DoE-Legierungen zusammen mit Daten von Bäckerud et al. [57] | 114 |
| Abbildung 75 Konturendiagramm des Phasenanteils [$R^2=0,81$; $Q^2=0,56$], MODDE 12 | 115 |
| Abbildung 76 Sweet Spot Plot aus den mechanischen Eigenschaften R_m , $R_{p0,2}$ und A bei 250 °C | 118 |
| Abbildung 77 Sweet Spot Plot aus den mechanischen Eigenschaften bei 250 °C, der Warmrisszahl $< 1,0$ und einem Phasenanteil < 8 % | 119 |
| Abbildung 78 Gegenüberstellung aus gemessenen und vorhergesagten mechanischen Eigenschaften mit den Referenzwerten der konventionellen Legierung AlCuNiCoSbZr | 120 |
| Abbildung 79 Thermophysikalische Eigenschaften der Legierungen AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 (AC19) und AlCu6.7Mn0.5Co0.1 (AC20) | 121 |
| Abbildung 80 Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit vom Phasenanteil auf den Korngrenzen | 121 |
| Abbildung 81 Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit von der Korngröße | 122 |
| Abbildung 82 Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit vom Elementgehalt im Mischkristall (Mikrosonde) | 123 |
| Abbildung 83 Mikrosonden-Linescan der Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 | 124 |

Tabellenverzeichnis

| | |
|--|----|
| Tabelle 1 Übersicht über Anwendungsgebiete unterschiedlicher, im US-amerikanischen Raum gängigen AlCu-Legierungen mit Angabe der mechanischen Eigenschaften (Quellen: ¹ [5, S. 423] ² [6] ³ [7] ⁴ [8] ⁵ [9] ⁶ [10] ⁷ [11])..... | 6 |
| Tabelle 2 Mechanische Kennwerte von im deutschsprachigen Raum gängigen Aluminiumkupfergusslegierungen | 7 |
| Tabelle 3 Gefügeeigenschaften in Gusslegierungen und deren Einflussfaktoren | 10 |
| Tabelle 4 Verteilungskoeffizient k und Steigung der Liquiduslinie m_L zur Berechnung des GRF; * [39]; ** [59] | 17 |
| Tabelle 5 Schmelz- und Gießparameter der durchgeführten Gießversuche [112] | 41 |
| Tabelle 6 Übersicht über Formen und Anwendungen zur Charakterisierung verschiedener AlCu-Gusslegierungen (Auszug aus [112]) | 42 |
| Tabelle 7 Wärmebehandlungsparameter für Gussmaterial der Legierungen AlCu4Ti(Mg), AlCuNiCoSbZr und AlCuMnNiCe (in Anlehnung an [112]) | 44 |
| Tabelle 8 Elementgehalte der untersuchten bekannten AlCu-Gusslegierungen mit Kennzeichnung der variierten Elementgehalte | 51 |
| Tabelle 9 Versuchsplan für die Untersuchung des Einflusses von Ti-Zugaben auf die Kornfeinung [112] | 52 |
| Tabelle 10 Einflussgrößen-Zielgrößen-Matrix für Gießversuche mit Aluminiumgusslegierungen | 56 |
| Tabelle 11 Übersicht über thermodynamisch berechnete Kennwerte zur Festlegung der Elementgrenzen im DoE | 58 |
| Tabelle 12 Modellkoeffizienten und Gütekriterien des Modells (mit Hervorhebung kritischer Gütekriterien) | 66 |
| Tabelle 13 Übersicht über Korngrößen in Abhängigkeit von Legierung und Ti-Gehalt | 86 |
| Tabelle 14 Bestimmtheitsmaße R^2 der untersuchten Festphasenbereiche zur Überprüfung der Übereinstimmung von TFR und ermittelter Warmrisszahl | 90 |
| Tabelle 15 Vereinfachte Darstellung des Einflusses der Legierungselemente in den DoE-Legierungen auf die Warmrisszahl (\uparrow steigernde // \downarrow senkende Wirkung) | 95 |
| Tabelle 16 Zusammensetzung plattenförmiger Phasen in Legierung AlCu4.5Mn0.9Co0.5 (AC11) | 96 |
| Tabelle 17 Zusammensetzung plattenförmiger Phasen in Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 (AC19) | 97 |
| Tabelle 18 Zusammensetzung interdendritischer Phasen in Legierung AlCu5.75Mn0.5Ni0.65Co0.3 (AC19) | 98 |
| Tabelle 19 Zusammensetzung interdendritischer Phasen in Legierung AlCu7.0Mn0.1Ni1.3Co0.1 (AC6) | 99 |

| | | |
|------------|---|-----|
| Tabelle 20 | Zusammensetzung interdendritischer Phasen in Legierung AlCu7.0Mn0.9Co0.1 (AC4) | 100 |
| Tabelle 21 | Höchste mechanische Eigenschaften der DoE-Legierungen bei den unterschiedlichen Prüftemperaturen..... | 106 |
| Tabelle 22 | Ergebnisse der EDX-Messungen der Punkte P1 bis p4 in der Legierung AlCu4.5Mn0.1Co0.5..... | 109 |
| Tabelle 23 | Ergebnisse der EDX-Messungen der Punkte P1 bis p4 in der Legierung AlCu4.5Mn0.9Ni1.3Co0.1 | 110 |
| Tabelle 24 | EDX-Messpunkte der Aluminiummatrix von zwei DoE-Legierungen..... | 115 |
| Tabelle 25 | Grenzwerte für die Minimierung und Maximierung im DoE zur Ermittlung eines Optimums (kursiv angegebene Werte fließen in die Optimierung mit ein)..... | 117 |

Anhang

Anhang-Tabelle 1 Chemische Zusammensetzung und Dichte der zuvor aufgelisteten AlCu-Legierungen (Quellen: ¹[21]
² [22] ³[23] ⁴[24] ⁵[25] ⁶[26] ⁷[74] ⁸[19])

| Legierungs- bezeichnung | Cu | Mn | Ti | Mg | Fe | Si |
|------------------------------------|---------|---------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| A201.0 ¹ | 4,0-5,0 | 0,2-0,4 | 0,15-0,35 | 0,15-0,35 | < 0,1 | < 0,05 |
| 208.0 ^{2, 3} Cr < 0,25 | 3,5-4,5 | < 0,5 | < 0,25 | < 0,1 | < 1,2 | 2,5-3,5 |
| B206 ^{7, 8} | 4,3-5,0 | 0,4 | 0,01-0,24 | 0,24 | 0,05-0,12 | 0,04-0,06 |
| 222.0 ⁴ | 3,5-4,5 | 0,4-1,0 | < 0,15 | 0,4-0,8 | < 0,7 | 0,2-0,8 |
| 242.0 ⁵ | 3,5-4,5 | < 0,35 | < 0,25 | 1,2-1,8 | < 1,0 | < 0,7 |
| A242.0 ⁶ | 3,7-4,5 | < 0,1 | 0,07-0,2 | 1,2-1,7 | < 0,8 | < 0,6 |

| Legierungs- bezeichnung | Ni | Zn | Cr | Spuren- elemente | Dichte in g/cm ³ |
|------------------------------------|------------------------------------|--------|-----------|---------------------|--------------------------------|
| A201.0 ¹ | - | - | - | < 0,1 | 3,0 |
| 208.0 ^{2, 3} Cr < 0,25 | < 0,35 1,7- 2,3 ³ | < 1,0 | < 0,25 | < 0,5 | 2,79 |
| B206 ^{7, 8} | 0.01 | 0.01 | - | <0,15 | - |
| 222.0 ⁴ | - | < 0,25 | - | < 0,15 | 2,79 |
| 242.0 ⁵ | 1,7-2,3 | < 0,35 | < 0,25 | < 0,15 | 3,1 |
| A242.0 ⁶ | 1,8-2,3 | < 0,1 | 0,15-0,25 | < 0,15 | 3,1 |

Anhang

Anhang-Tabelle 2 Bestimmung von Erstarrungskennwerten aus Abkühlungskurven und mittels thermodynamischer Berechnungen

| Parameter | Bezeichnung | Bestimmung |
|---|--|--|
| $T_{\text{liq, GG}}$ | Berechnete Liquidustemperatur im Gleichgewicht | Thermodynam. Berechnung |
| T_{liq} | Gemessene Liquidustemperatur | Abflachen der negativen Steigung der Abkühlungskurve; Wendepunkt in 1. Ableitung (links -> rechts); Maximum in 2. Ableitung |
| $T_{\text{sol, GG}}$ | Berechnete Solidustemperatur im Gleichgewicht | Thermodynam. Berechnung |
| T_{sol} | Gemessene Solidustemperatur | Zunahme der negativen Steigung der Abkühlungskurve; Wendepunkt in 1. Ableitung (rechts -> links); Minimum in 2. Ableitung |
| $T_{\text{liq, min}}$ bzw. $T_{\text{liq, max}}$ | | Untere bzw. obere Liquidustemperatur |
| $T_{\text{eut, min}}$ bzw. $T_{\text{eut, max}}$ | | Untere bzw. obere eutektische Temperatur |
| $\Delta_{\text{Rekaleszenz}}$ | | Temperaturdifferenz zwischen T_{min} und T_{max} sowohl bei Liquidus als auch der eutektischen Temperatur |
| $\text{KF16}_{(m>-2)}$ | Kennwert für die Korngröße | Starttemperatur $T_{\text{S, KF16}(m>-2)}$, wenn Steigung m der 1. Ableitung > -2 K/s wird; Endtemperatur $T_{\text{E, KF16}(m>-2)}$ liegt bei $t_{\text{E, KF16}(m>-2)} = t(T_{\text{S, KF16}(m>-2)}) + 16\text{s}$; $\text{KF16}_{(m>-2)}$ berechnet sich aus Temperaturdifferenz $T_{\text{S, KF16}(m>-2)} - T_{\text{E, KF16}(m>-2)} = \text{KF16}_{(m>-2)}$ |

Anhang-Tabelle 3 Ergebnisse der Spektralanalyse der DoE-Legierungen

| Nr. | Proben Nr. | Si | Fe | Mn | Cu | Ni | Co | Ti |
|-----|------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | AC1-1 | 0,030 | 0,110 | 0,098 | 4,580 | 0,007 | 0,118 | 0,003 |
| 2 | AC2-1 | 0,030 | 0,100 | 0,096 | 7,070 | 0,003 | 0,116 | 0,003 |
| 3 | AC3-1 | 0,080 | 0,110 | 0,893 | 4,580 | 0,004 | 0,108 | 0,002 |
| 4 | AC4-02 | 0,030 | 0,100 | 0,913 | 7,230 | 0,008 | 0,110 | 0,002 |
| 5 | AC5-1 | 0,030 | 0,100 | 0,093 | 4,460 | 1,290 | 0,107 | 0,003 |
| 6 | AC6-2 | 0,030 | 0,100 | 0,100 | 7,150 | 1,290 | 0,106 | 0,003 |
| 7 | AC7-1 | 0,040 | 0,160 | 1,000 | 4,500 | 1,290 | 0,110 | 0,004 |
| 8 | AC8-3 | 0,040 | 0,090 | 0,884 | 6,890 | 1,290 | 0,110 | 0,003 |
| 9 | AC9-1 | 0,030 | 0,100 | 0,110 | 4,530 | 0,006 | 0,498 | 0,003 |
| 10 | AC10-3 | 0,080 | 0,100 | 0,101 | 7,050 | 0,004 | 0,495 | 0,003 |
| 11 | AC11-2 | 0,040 | 0,100 | 0,973 | 4,480 | 0,008 | 0,478 | 0,002 |
| 12 | AC12-01 | 0,030 | 0,110 | 0,905 | 7,040 | 0,004 | 0,482 | 0,002 |
| 13 | AC13-2 | 0,040 | 0,100 | 0,096 | 4,470 | 1,280 | 0,498 | 0,003 |
| 14 | AC14-01 | 0,160 | 0,100 | 0,095 | 7,030 | 1,240 | 0,504 | 0,003 |
| 15 | AC15-1 | 0,040 | 0,110 | 0,912 | 4,600 | 1,260 | 0,500 | 0,003 |
| 16 | AC16-01 | 0,040 | 0,090 | 0,928 | 7,100 | 1,240 | 0,507 | 0,003 |
| 17 | AC17-2 | 0,040 | 0,100 | 0,474 | 5,680 | 0,659 | 0,317 | 0,003 |
| 18 | AC18-2 | 0,040 | 0,110 | 0,485 | 5,710 | 0,660 | 0,307 | 0,003 |
| 19 | AC19-5 | 0,040 | 0,100 | 0,491 | 5,760 | 0,665 | 0,311 | 0,003 |

Fortsetzung Tabelle 3

| Nr. | Proben Nr. | Al | V | B | Sn | Zn | Zr |
|-----|------------|--------|-------|-------|----------|-------|----------|
| 1 | AC1-1 | 95,030 | 0,003 | 0,001 | <0,00100 | 0,010 | <0,00030 |
| 2 | AC2-1 | 92,540 | 0,005 | 0,001 | 0,009 | 0,009 | <0,00030 |
| 3 | AC3-1 | 94,180 | 0,006 | 0,002 | 0,005 | 0,008 | <0,00030 |
| 4 | AC4-02 | 91,550 | 0,006 | 0,003 | 0,008 | 0,009 | <0,00030 |
| 5 | AC5-1 | 93,870 | 0,005 | 0,001 | 0,006 | 0,010 | <0,00030 |
| 6 | AC6-2 | 91,160 | 0,005 | 0,001 | 0,009 | 0,012 | <0,00030 |
| 7 | AC7-1 | 92,850 | 0,007 | 0,003 | 0,005 | 0,009 | <0,00030 |
| 8 | AC8-3 | 90,630 | 0,007 | 0,003 | 0,006 | 0,008 | <0,00030 |
| 9 | AC9-1 | 94,690 | 0,005 | 0,002 | 0,007 | 0,010 | <0,00030 |
| 10 | AC10-3 | 92,120 | 0,005 | 0,002 | 0,009 | 0,009 | <0,00030 |
| 11 | AC11-2 | 93,870 | 0,007 | 0,004 | 0,006 | 0,009 | <0,00030 |
| 12 | AC12-01 | 91,380 | 0,007 | 0,004 | 0,008 | 0,009 | <0,00030 |
| 13 | AC13-2 | 93,470 | 0,006 | 0,002 | 0,007 | 0,011 | 0,001 |
| 14 | AC14-01 | 90,800 | 0,005 | 0,002 | 0,020 | 0,011 | 0,000 |
| 15 | AC15-1 | 92,540 | 0,006 | 0,004 | 0,006 | 0,009 | 0,000 |
| 16 | AC16-01 | 90,040 | 0,007 | 0,004 | 0,008 | 0,007 | 0,001 |
| 17 | AC17-2 | 92,680 | 0,006 | 0,002 | 0,007 | 0,010 | <0,00030 |
| 18 | AC18-2 | 92,650 | 0,006 | 0,002 | 0,008 | 0,009 | <0,00030 |
| 19 | AC19-5 | 92,590 | 0,006 | 0,002 | 0,008 | 0,010 | <0,00030 |

Anhang-Tabelle 4 Warmrisszahlen der DoE-Legierungen

| Legierung | Kategorie | Cu | Mn | Ni | Co | WRZ | Standardabw. |
|-------------------|-----------|-------|------|-------|------|------|--------------|
| AC1 | Niedrig | 4,5% | 0,1% | 0,0% | 0,1% | 1,00 | 0,25 |
| AC2 ² | Keine | 7,0% | 0,1% | 0,0% | 0,1% | 0,50 | 0,43 |
| AC3 | Mittel | 4,5% | 0,9% | 0,0% | 0,1% | 1,92 | 0,38 |
| AC4 | Mittel | 7,0% | 0,9% | 0,0% | 0,1% | 1,42 | 0,58 |
| AC5 | Niedrig | 4,5% | 0,1% | 1,3% | 0,1% | 1,17 | 0,72 |
| AC6 | Niedrig | 7,0% | 0,1% | 1,3% | 0,1% | 0,92 | 0,14 |
| AC7 | Niedrig | 4,5% | 0,9% | 1,3% | 0,1% | 1,17 | 0,14 |
| AC8 | Mittel | 7,0% | 0,9% | 1,3% | 0,1% | 2,00 | 0,00 |
| AC9 | Mittel | 4,5% | 0,1% | 0,0% | 0,5% | 1,42 | 0,38 |
| AC10 ² | Keine | 7,0% | 0,1% | 0,0% | 0,5% | 0,25 | 0,43 |
| AC11 | Hoch | 4,5% | 0,9% | 0,0% | 0,5% | 2,50 | 0,43 |
| AC12 | Mittel | 7,0% | 0,9% | 0,0% | 0,5% | 1,83 | 0,29 |
| AC13 | Mittel | 4,5% | 0,1% | 1,3% | 0,5% | 1,67 | 0,52 |
| AC14 ² | Niedrig | 7,0% | 0,1% | 1,3% | 0,5% | 0,75 | 0,43 |
| AC15 ¹ | Keine | 4,5% | 0,9% | 1,3% | 0,5% | 0,17 | 0,29 |
| AC16 | Mittel | 7,0% | 0,9% | 1,3% | 0,5% | 1,42 | 0,14 |
| AC17 ² | Keine | 5,75% | 0,5% | 0,65% | 0,3% | 0,00 | 0,00 |
| AC18 ² | Keine | 5,75% | 0,5% | 0,65% | 0,3% | 0,33 | 0,58 |
| AC19 ¹ | Keine | 5,75% | 0,5% | 0,65% | 0,3% | 0,33 | 0,38 |

¹ Gruppe A² Gruppe B

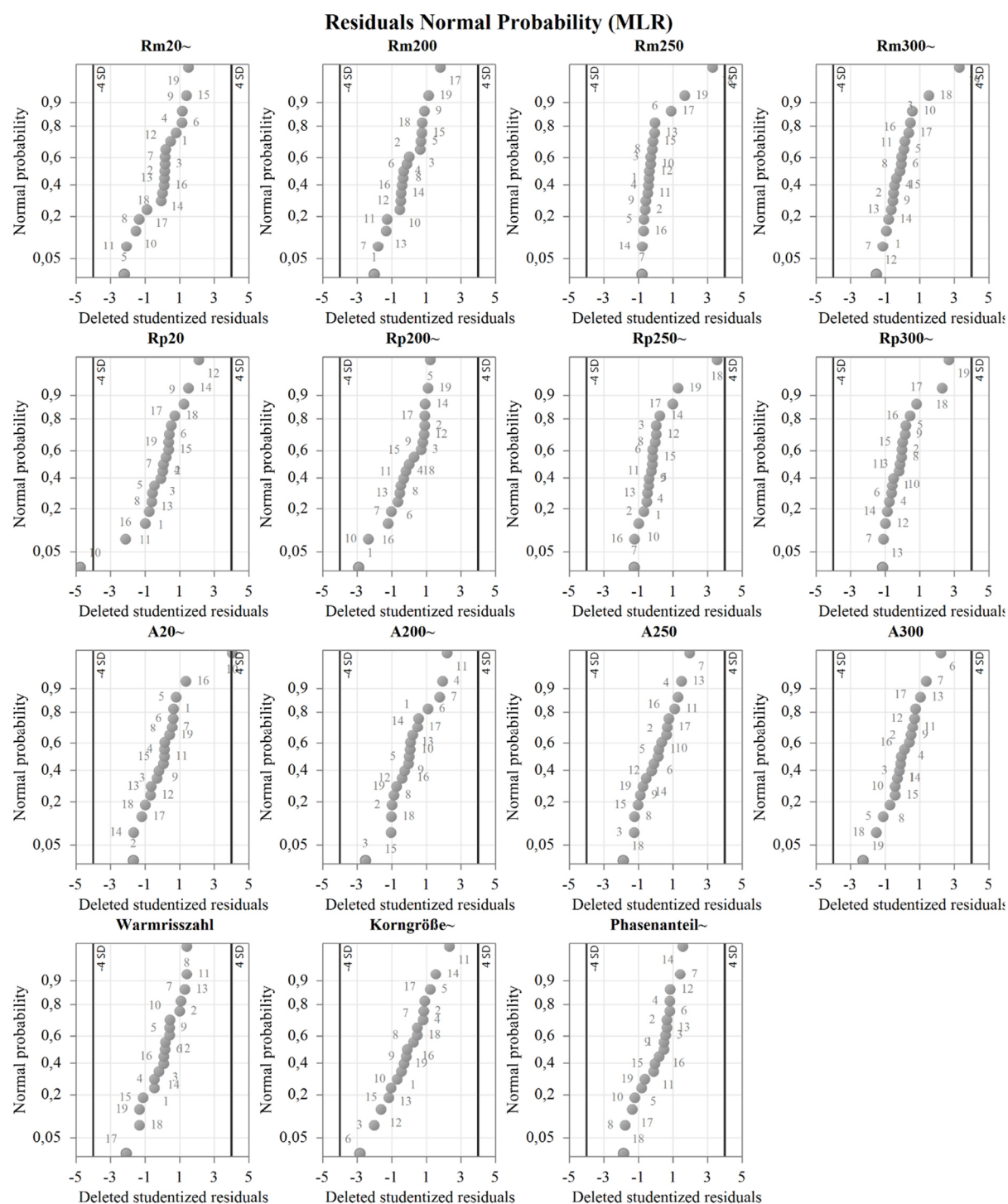
Anhang-Tabelle 5 Berechnete GRF-Werte in Abhängigkeit von der Ti-Zugabe

| GRF=10 | GRF=36 | GRF ohne Ti | GRF mit 0,02 Gew.-% | GRF mit 0,05 Gew.-% Ti | GRF mit 0,25 Gew.-% |
|--------------------|---------------------------|----------------|------------------------|-----------------------------------|------------------------|
| Min Ti-Zu- gabe | Max Ti- Zugabe | | | | |
| -0,016 | 0,098 | 13,812 | 18,341 | 25,134 | 70,422 |
| -0,044 | 0,067 | 20,802 | 25,331 | 32,124 | 77,412 |
| -0,017 | 0,097 | 14,142 | 18,671 | 25,464 | 70,752 |
| -0,046 | 0,065 | 21,346 | 25,874 | 32,668 | 77,956 |
| -0,031 | 0,081 | 17,619 | 22,147 | 28,941 | 74,229 |
| -0,062 | 0,048 | 25,209 | 29,738 | 36,531 | 81,819 |
| -0,033 | 0,079 | 18,038 | 22,567 | 29,360 | 74,648 |
| -0,060 | 0,050 | 24,600 | 29,128 | 35,922 | 81,210 |
| -0,019 | 0,094 | 14,771 | 19,300 | 26,093 | 71,381 |
| -0,050 | 0,061 | 22,135 | 26,663 | 33,457 | 78,745 |
| -0,019 | 0,094 | 14,733 | 19,262 | 26,055 | 71,343 |
| -0,049 | 0,062 | 21,904 | 26,433 | 33,226 | 78,514 |
| -0,036 | 0,076 | 18,818 | 23,347 | 30,140 | 75,428 |
| -0,068 | 0,041 | 26,652 | 31,181 | 37,974 | 83,262 |
| -0,038 | 0,074 | 19,241 | 23,769 | 30,563 | 75,851 |
| -0,066 | 0,043 | 26,192 | 30,720 | 37,514 | 82,802 |
| -0,040 | 0,072 | 19,712 | 24,241 | 31,034 | 76,322 |
| -0,040 | 0,072 | 19,760 | 24,289 | 31,082 | 76,370 |
| -0,040 | 0,071 | 19,915 | 24,443 | 31,237 | 76,525 |
| | | | | | |
| MIN(GRF) | | 13,812 | 18,341 | 25,134 | 70,422 |
| MAX(GRF) | | 26,652 | 31,181 | 37,974 | 83,262 |

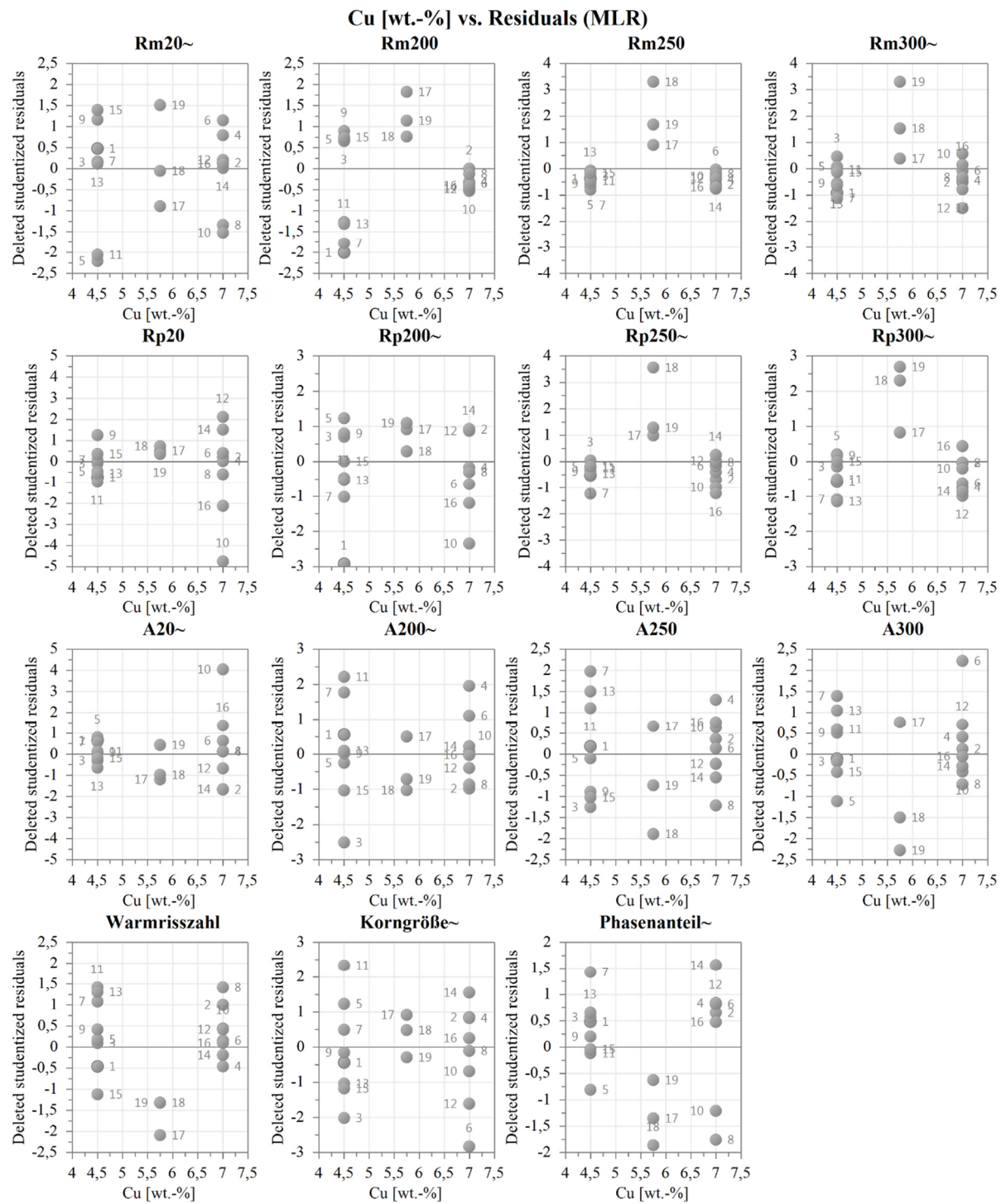
Anhang-Tabelle 6 Einfache Auswertungsmatrix zur Bestimmung der besten DoE-Legierung

| Legierungs- variante | 20 °C | | | 200 °C | | | 250 °C | | | 300 °C | | | Auswertung | | | | |
|-------------------------|-------|----|----|--------|----|----|--------|----|----|--------|----|----|------------|-----------------------------------|----------------------|------------------------|------------------------------|
| | WRZ | Rm | Rp | A | Rm | Rp | A | Rm | Rp | A | Rm | Rp | A | Einfache Wertung Gewichtung: 1 | WRZ Gewichtung: 2 | 250°C Gewichtung: 2 | 250°C + WRZ Gewichtung: 2 |
| AC1 | | | | | | | | | | | | | | 0 | 0 | 0 | 0 |
| AC2 | | | | | | X | | | | | | | | 1 | 1 | 1 | 1 |
| AC3 | | | | | | | | | | | | | | 0 | 0 | 0 | 0 |
| AC4 | | X | X | | X | X | | X | X | | | | | 6 | 6 | 8 | 8 |
| AC5 | | | | X | | | | | | | | | | 1 | 1 | 1 | 1 |
| AC6 | | | | | | | | | | | | | | 0 | 0 | 0 | 0 |
| AC7 | | | X | | X | | | X | | X | | | | 4 | 4 | 5 | 5 |
| AC8 | | | | | | | | | X | X | | | | 3 | 3 | 4 | 4 |
| AC9 | | | | | | | | | | | | | | 0 | 0 | 0 | 0 |
| AC10 | X | X | X | | | | | | | | | | | 3 | 4 | 3 | 4 |
| AC11 | | | | | | | X | | | X | | | | 2 | 2 | 3 | 3 |
| AC12 | | | | | X | | | | X | | | | | 2 | 2 | 3 | 3 |
| AC13 | | | | | | | | | | | | X | | 1 | 1 | 1 | 1 |
| AC14 | | X | X | | X | X | | | | | | | | 4 | 4 | 4 | 4 |
| AC15 | X | | | X | | | X | | | | | X | | 5 | 6 | 6 | 7 |
| AC16 | | | | | | | | | | | | | | 2 | 2 | 2 | 2 |
| AC17/18/19 | X | | | | | | | X | X | | X | X | | 5 | 6 | 7 | 8 |

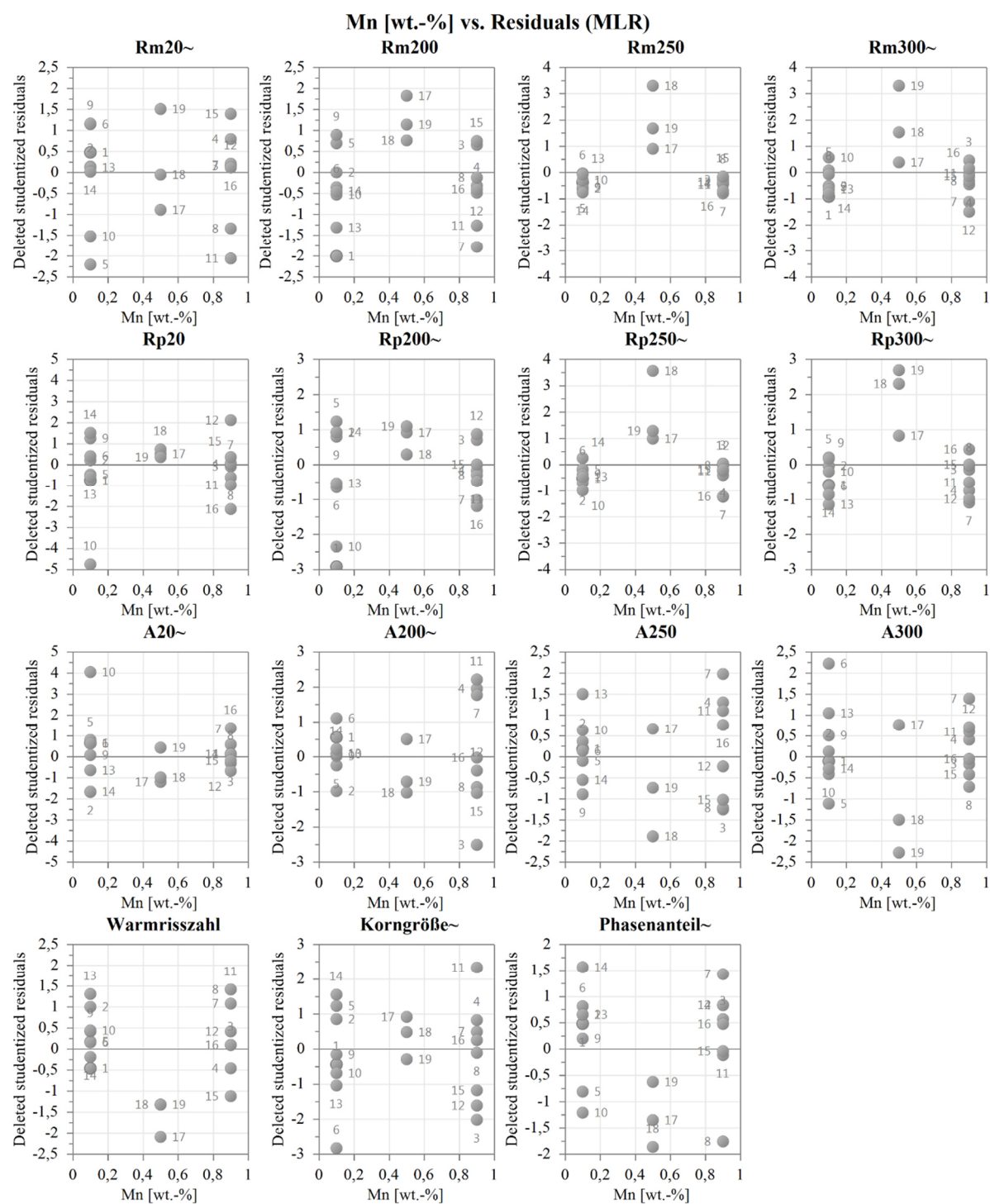
Anhang-Abbildung 1 Residuals Normal Probability Plot mit allen Zielgrößen



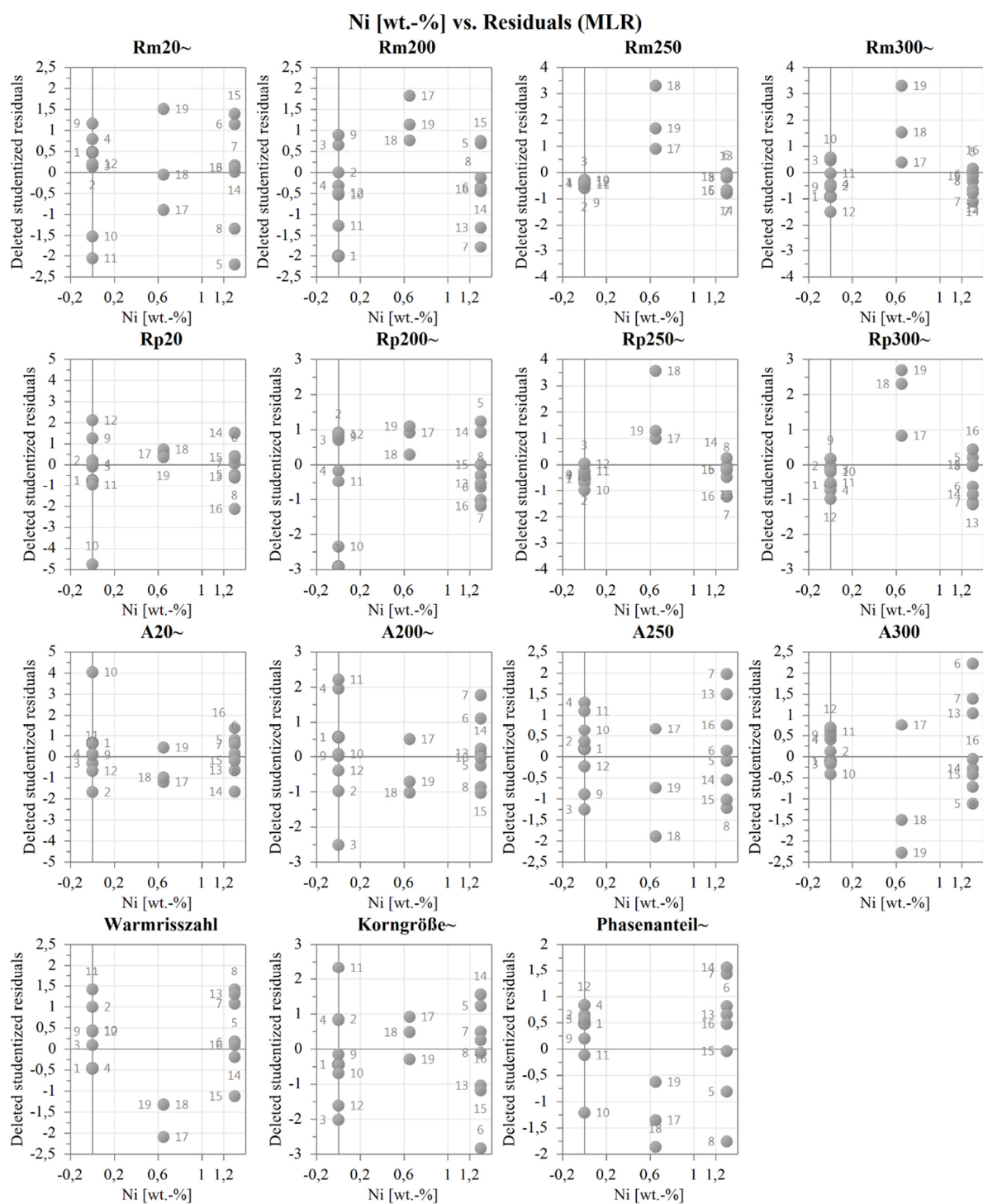
Anhang-Abbildung 2 Residuals vs. Variable Cu Plot



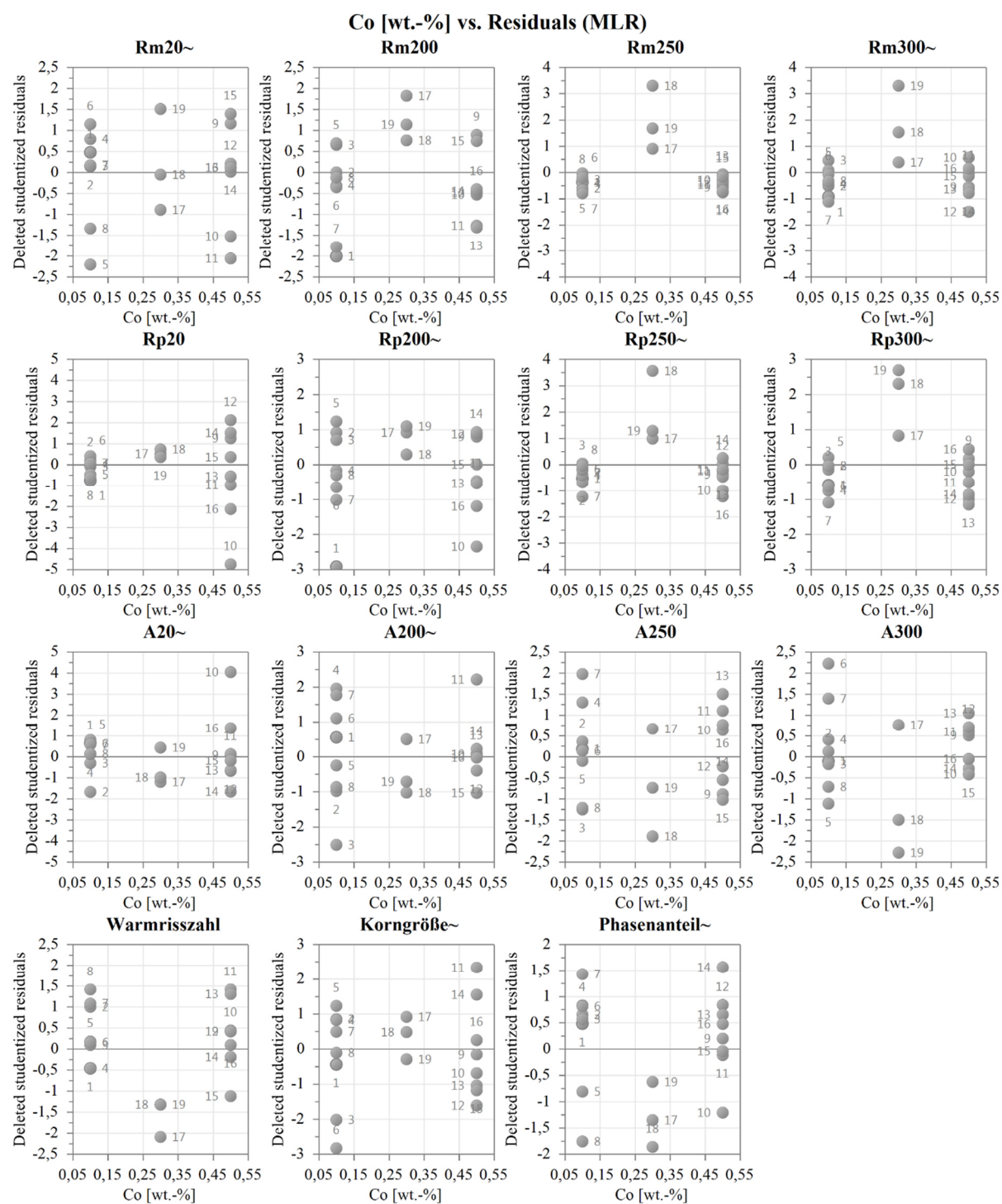
Anhang-Abbildung 3 Residuals vs. Variable Mn Plot



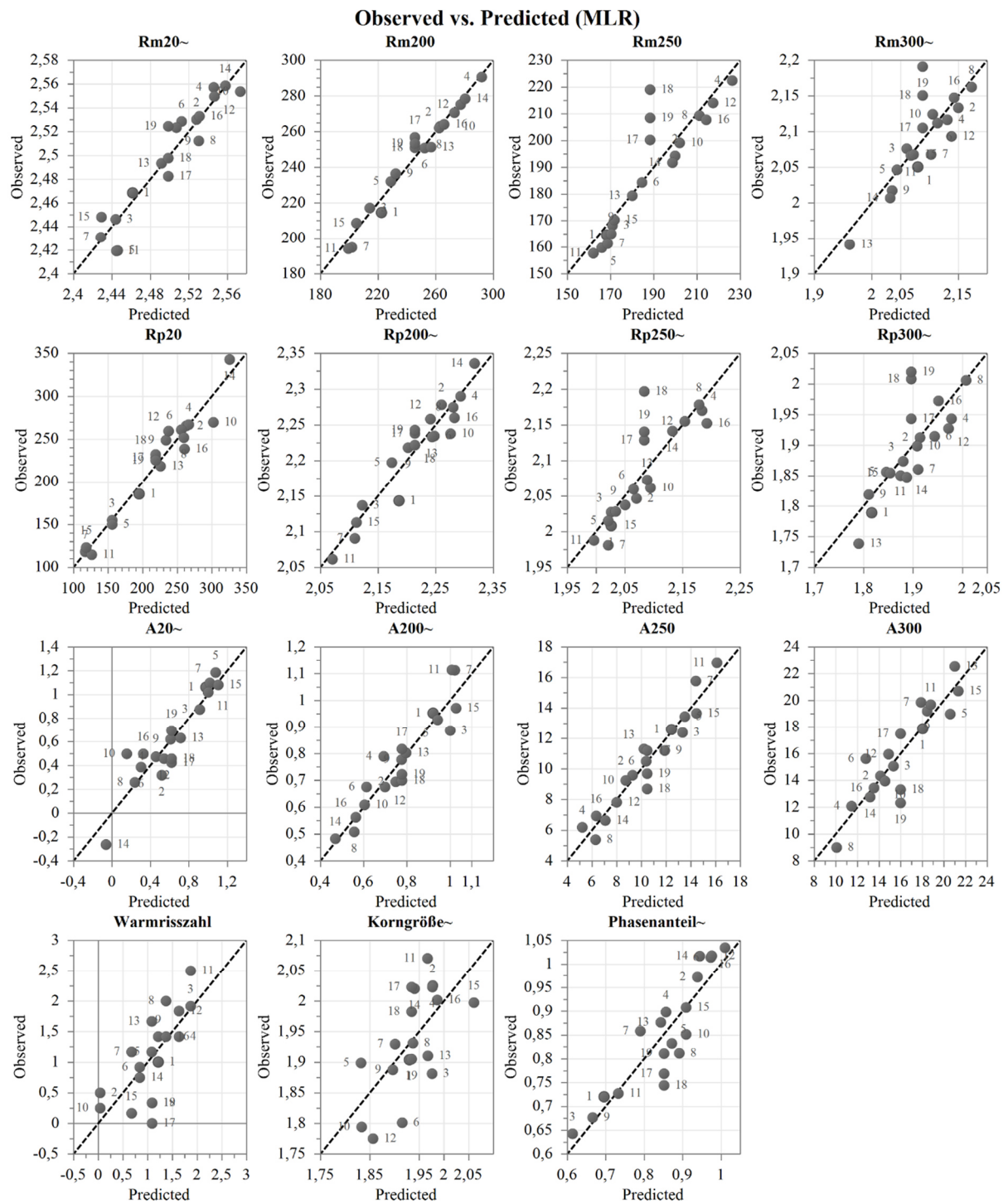
Anhang-Abbildung 4 Residuals vs. Variable Ni Plot



Anhang-Abbildung 5 Residuals vs. Variable Co Plot

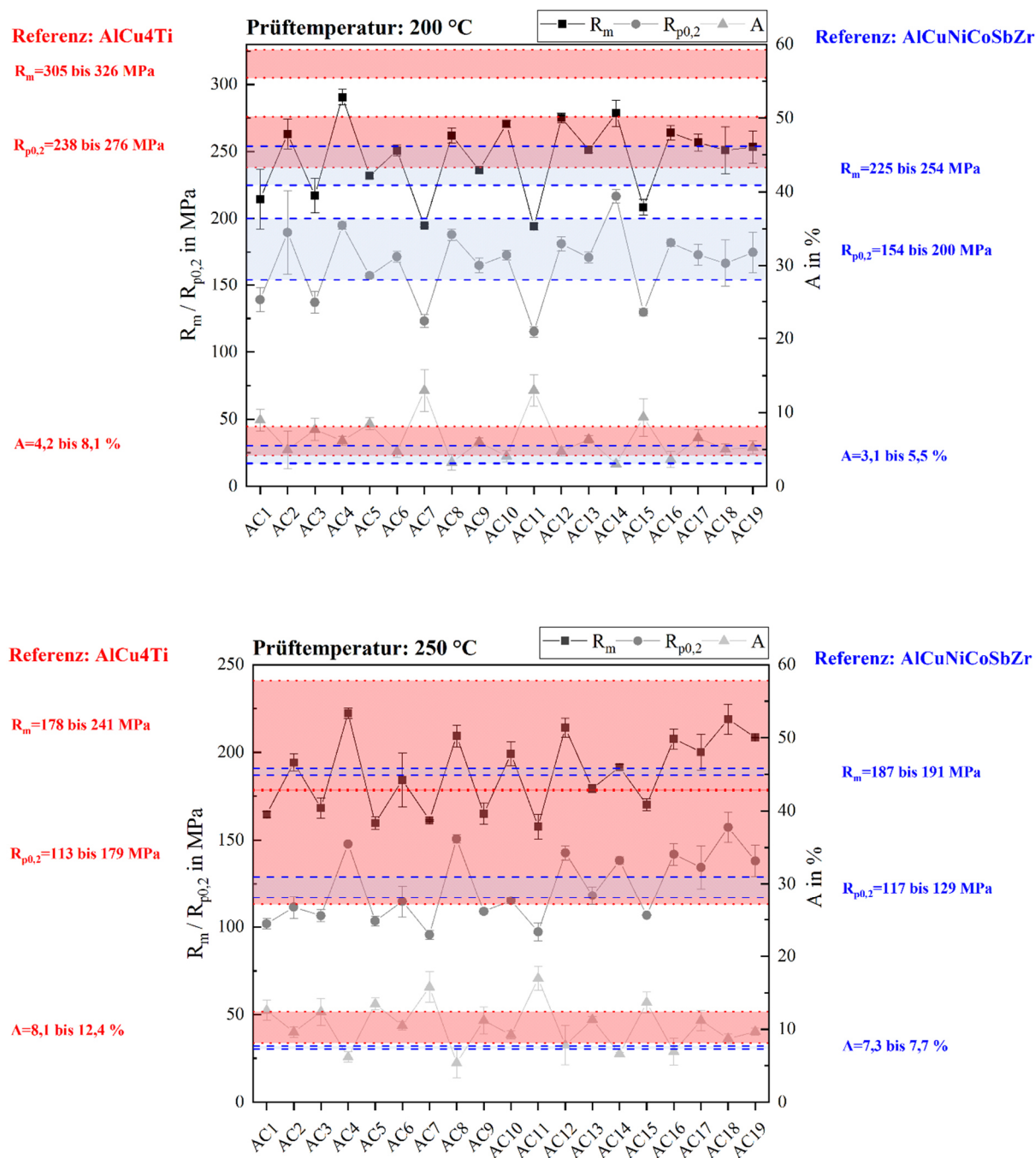


Anhang-Abbildung 6 Observed vs. Predicted Plot

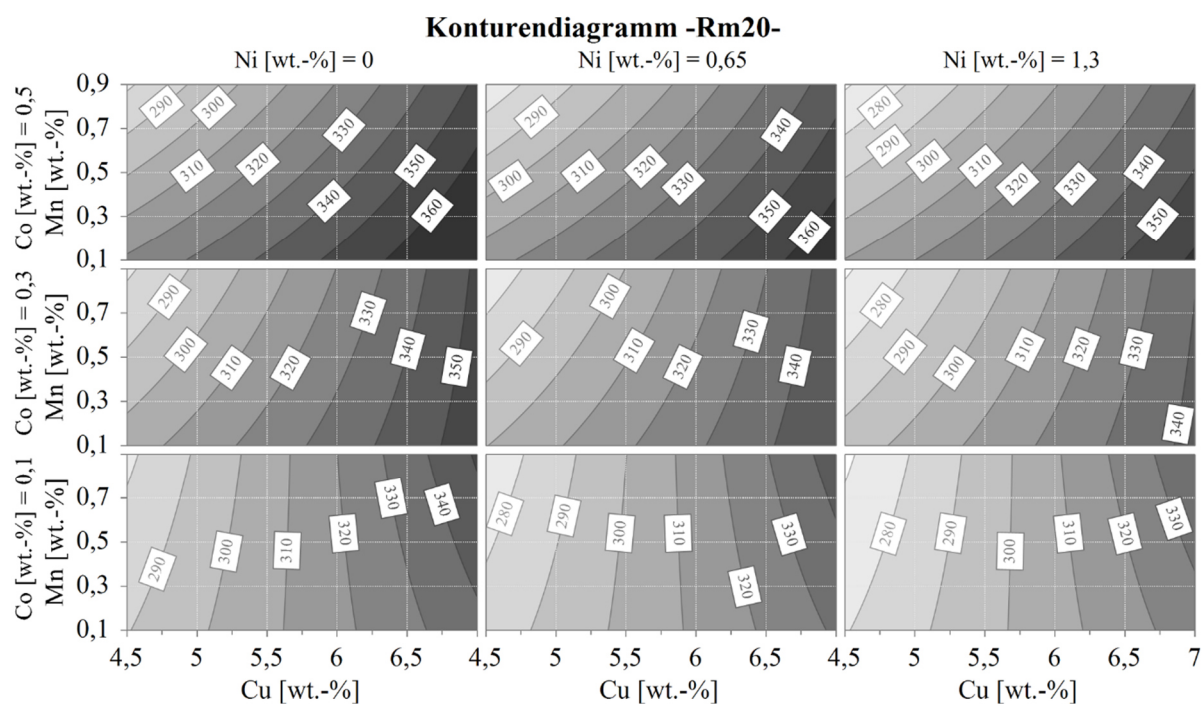


Anhang

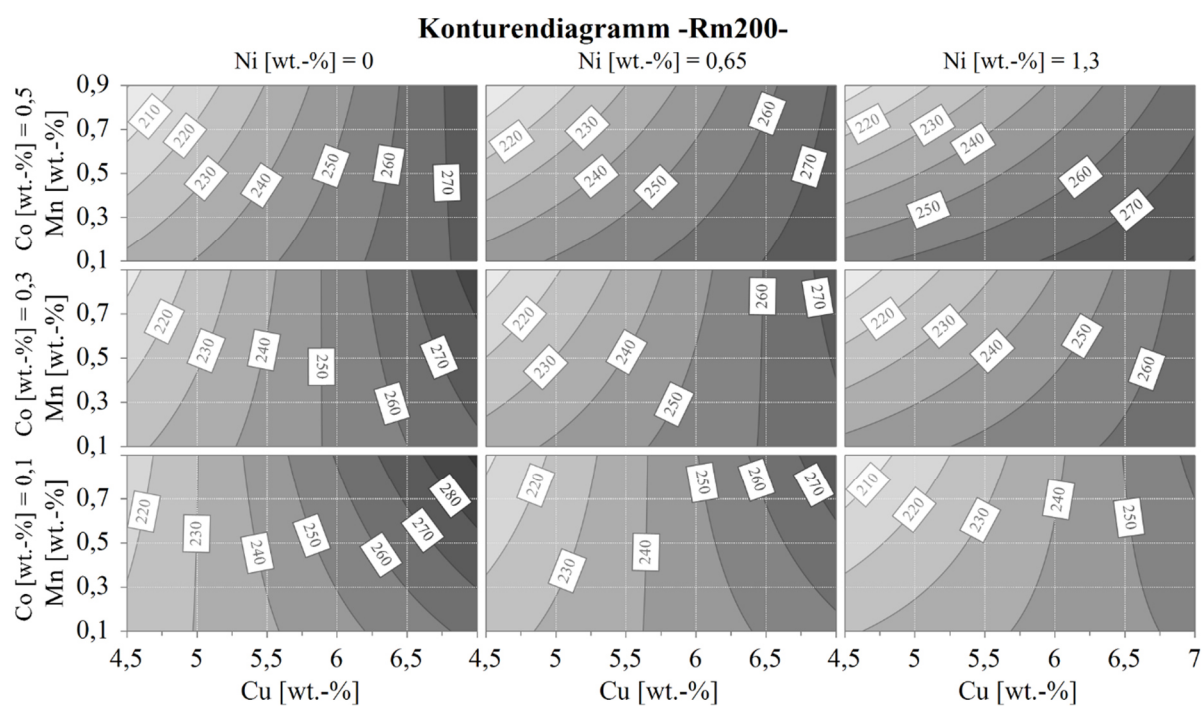
Anhang-Abbildung 7 Mechanische Eigenschaften der DoE-Legierungen bei 200 °C und 250 °C mit Angabe der Kennwertbandbreiten von den konventionellen Legierungen AlCu₄Ti(Mg) und AlCuNiCoSbZr



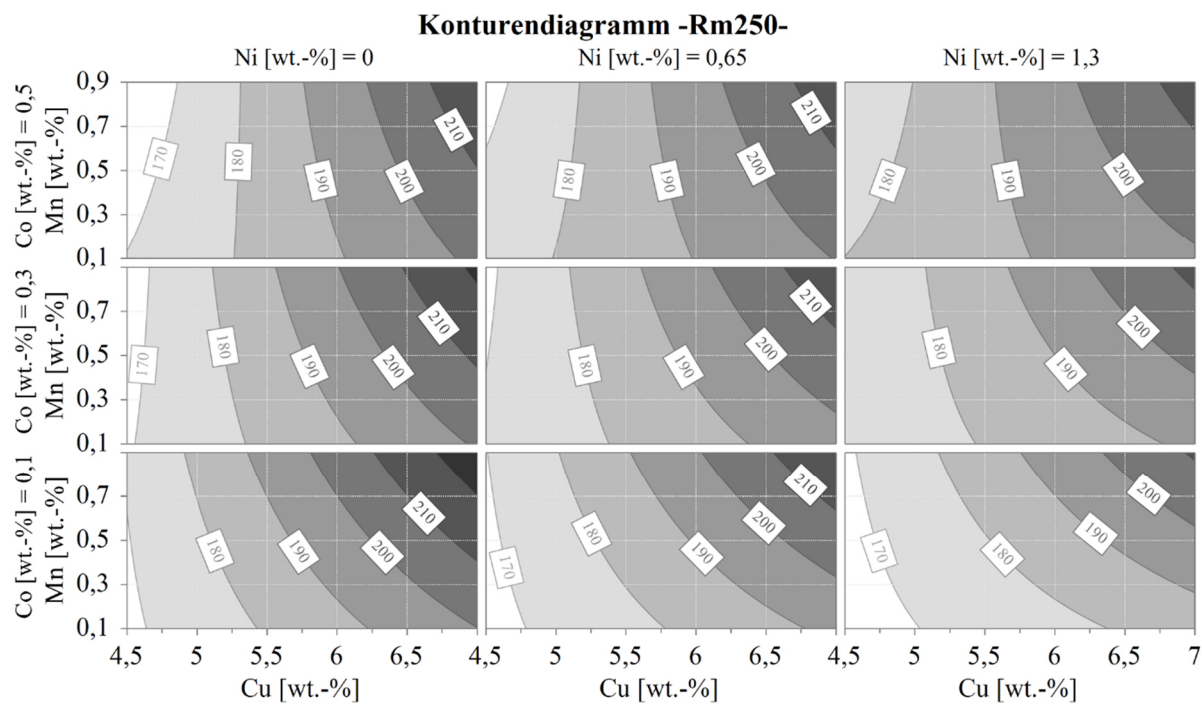
Anhang-Abbildung 8 Konturendiagramm der Zugfestigkeit bei Raumtemperatur



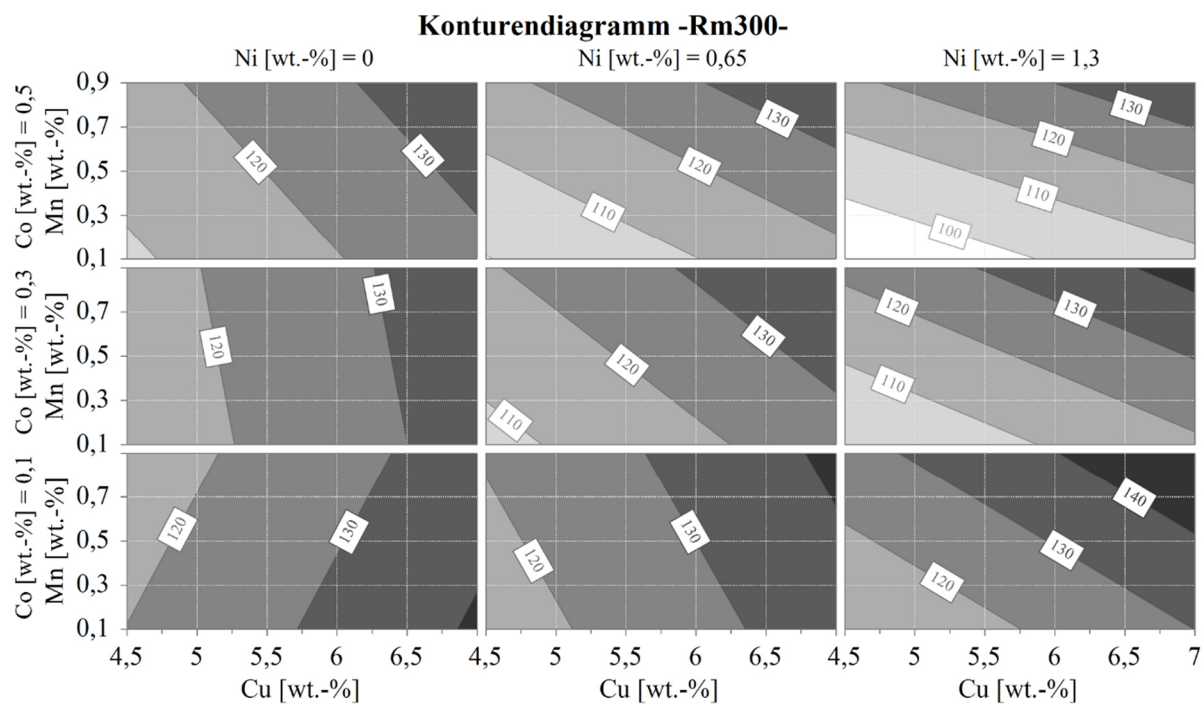
Anhang-Abbildung 9 Konturendiagramm der Zugfestigkeit bei 200 °C

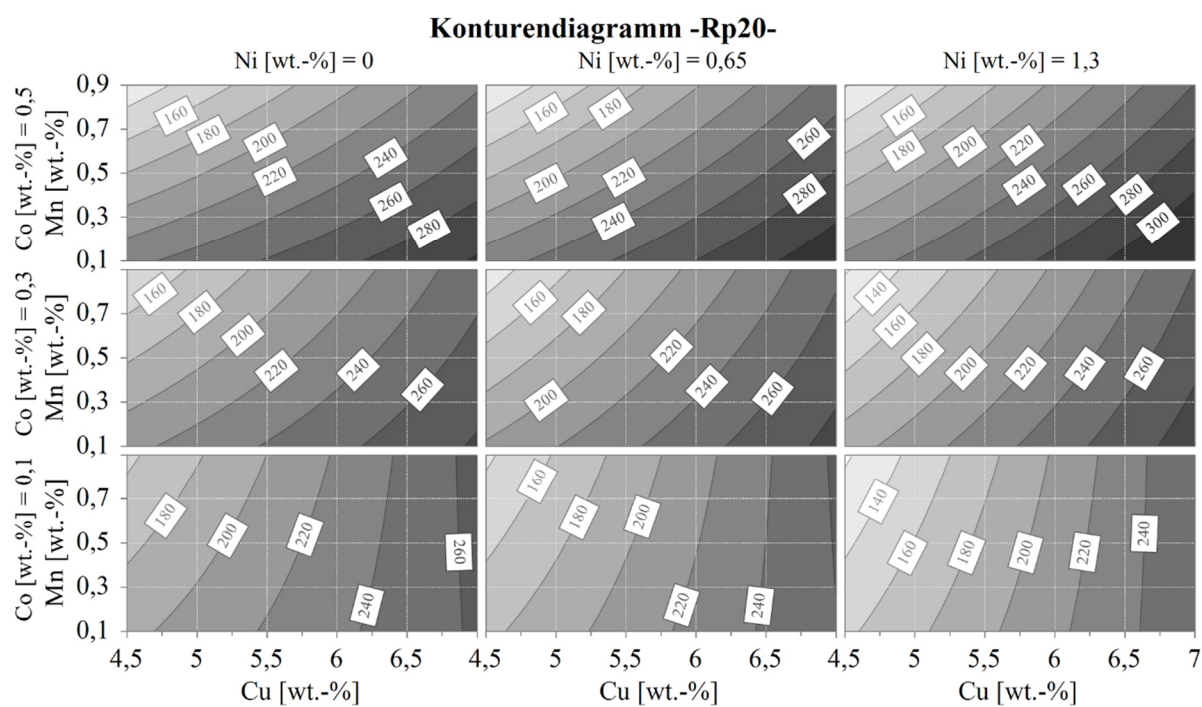
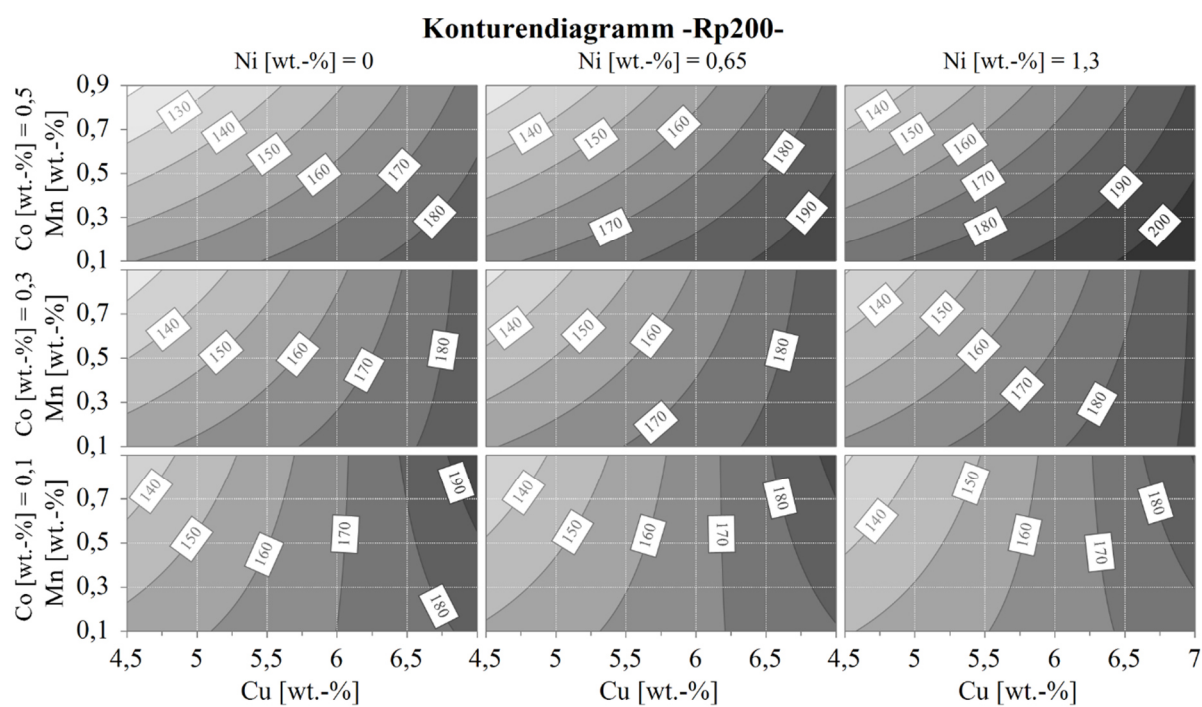


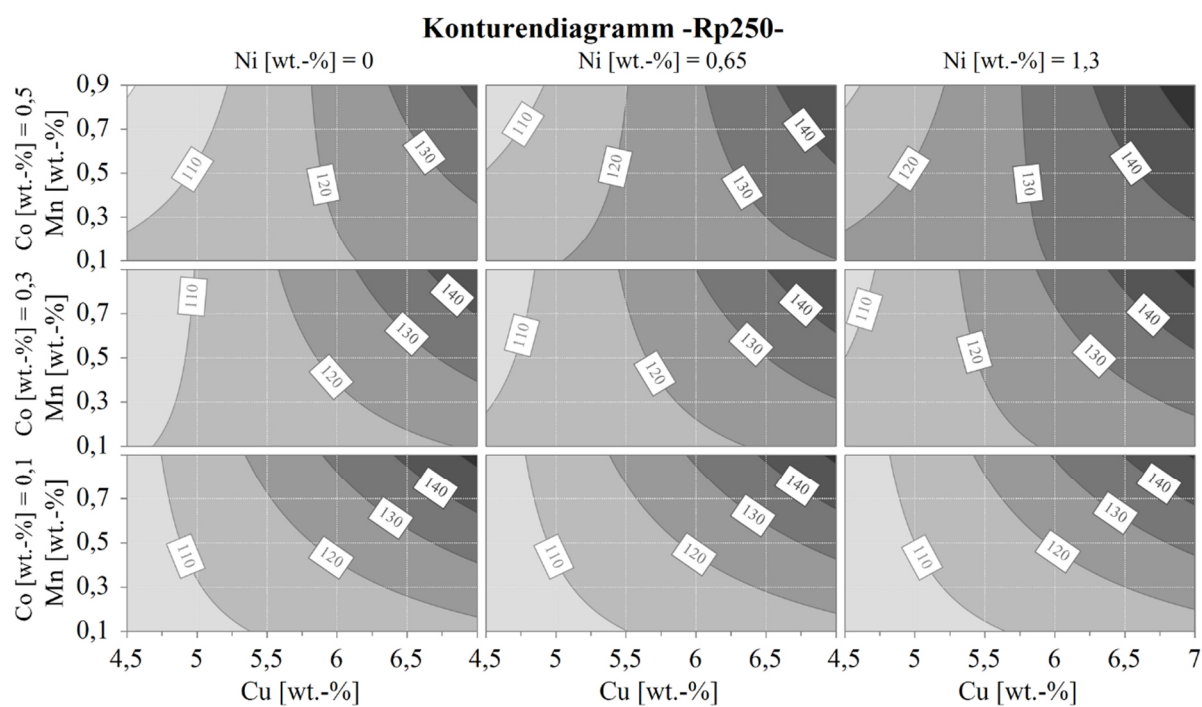
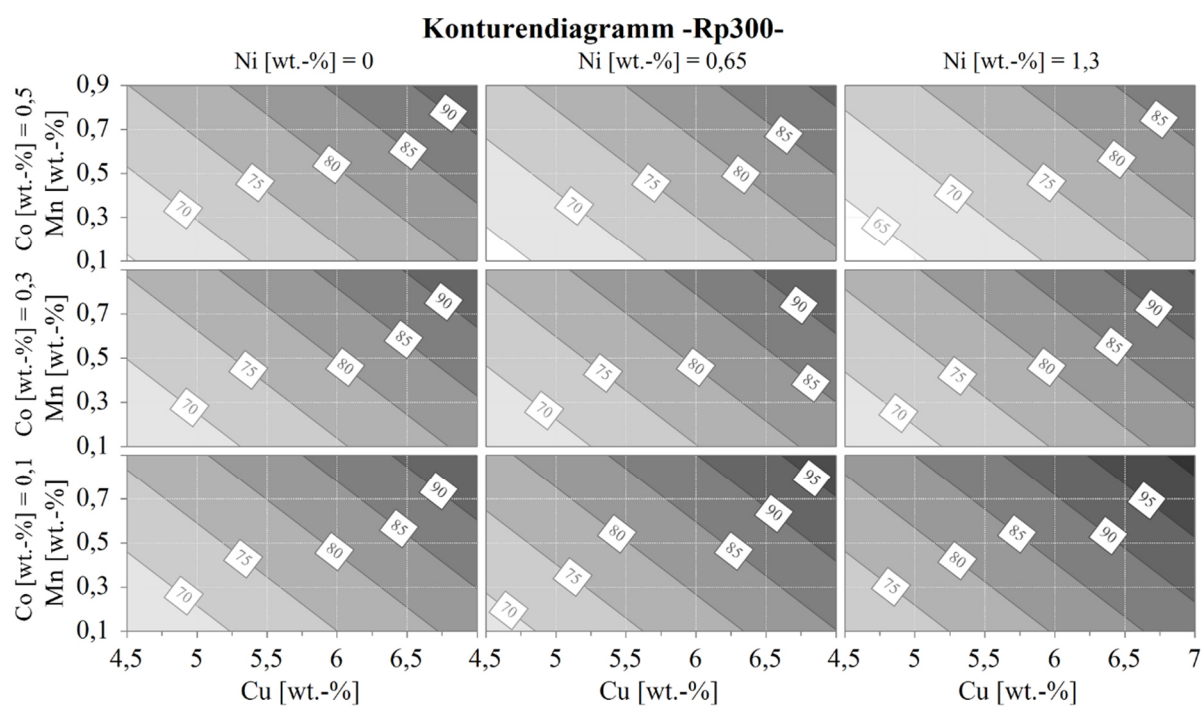
Anhang-Abbildung 10 Konturendiagramm der Zugfestigkeit bei 250 °C



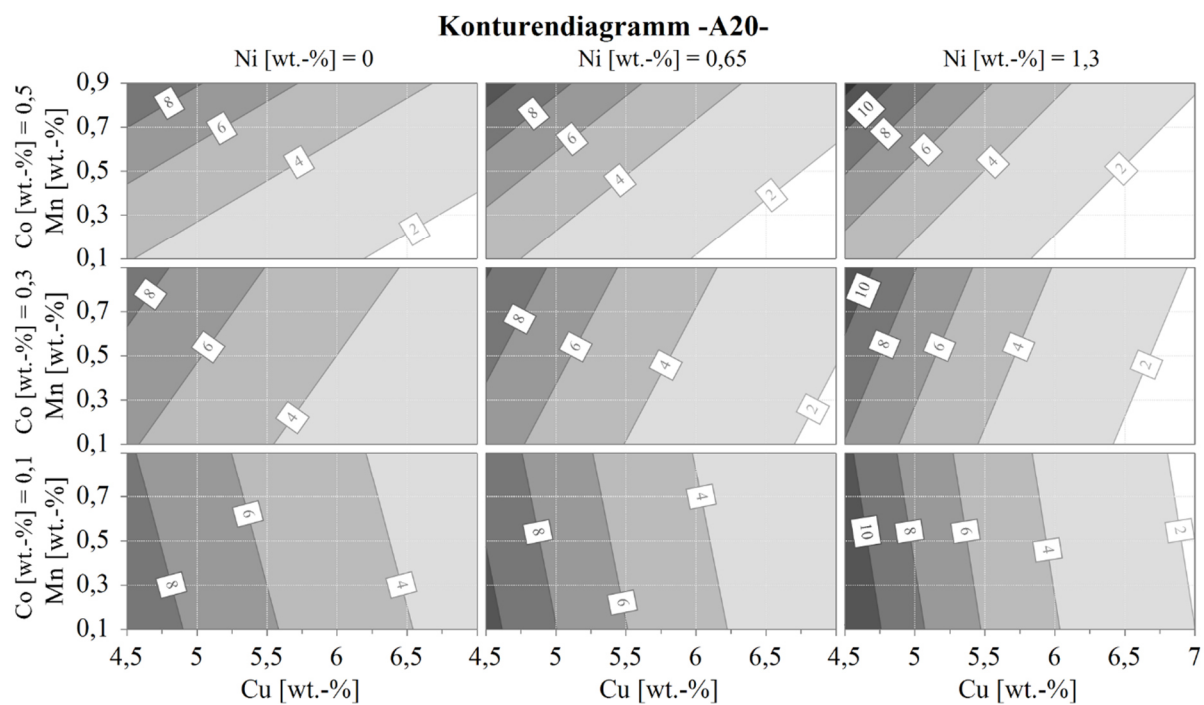
Anhang-Abbildung 11 Konturendiagramm der Zugfestigkeit bei 300 °C



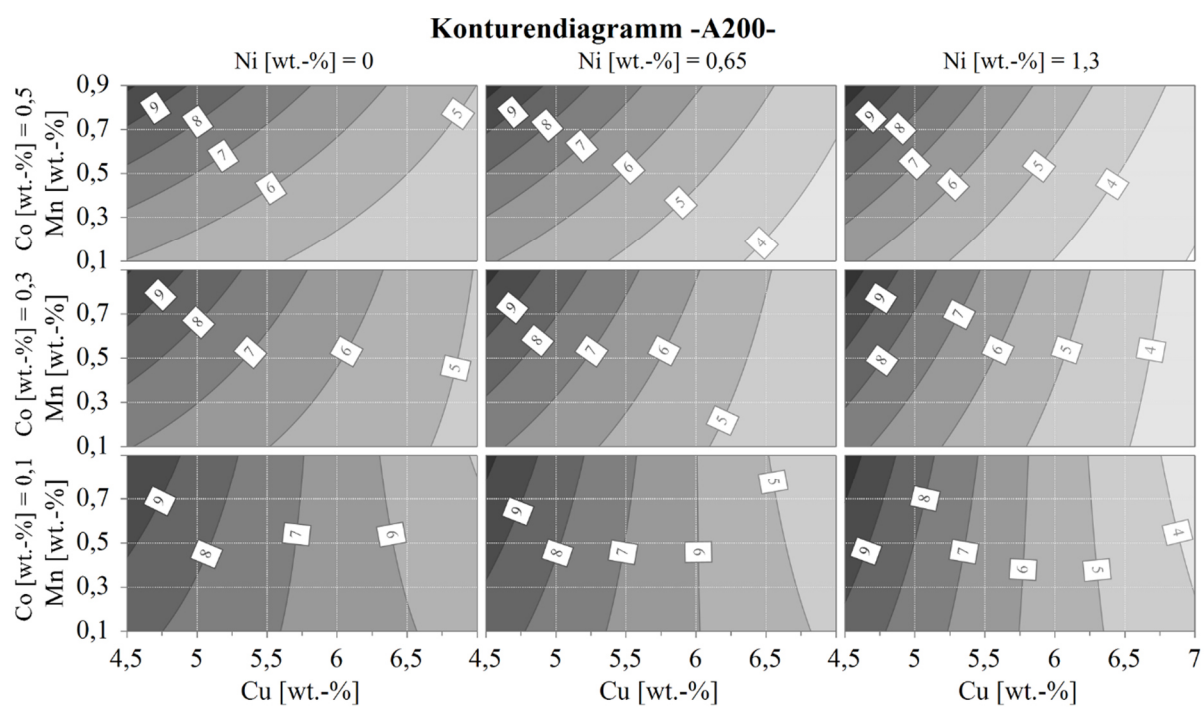
Anhang-Abbildung 12 Konturendiagramm der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze bei RaumtemperaturAnhang-Abbildung 13 Konturendiagramm der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze bei 200 °C

Anhang-Abbildung 14 Konturendiagramm der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze bei 250 °CAnhang-Abbildung 15 Konturendiagramm der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze bei 300 °C

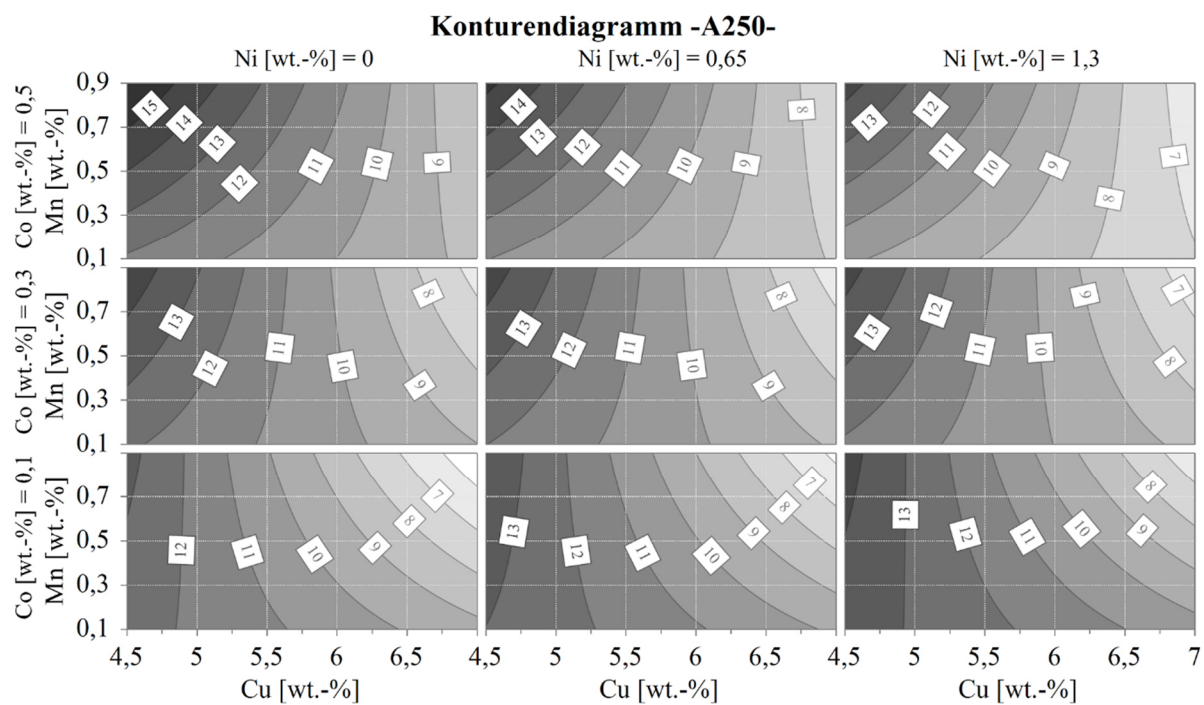
Anhang-Abbildung 16 Konturendiagramm der Bruchdehnung bei Raumtemperatur



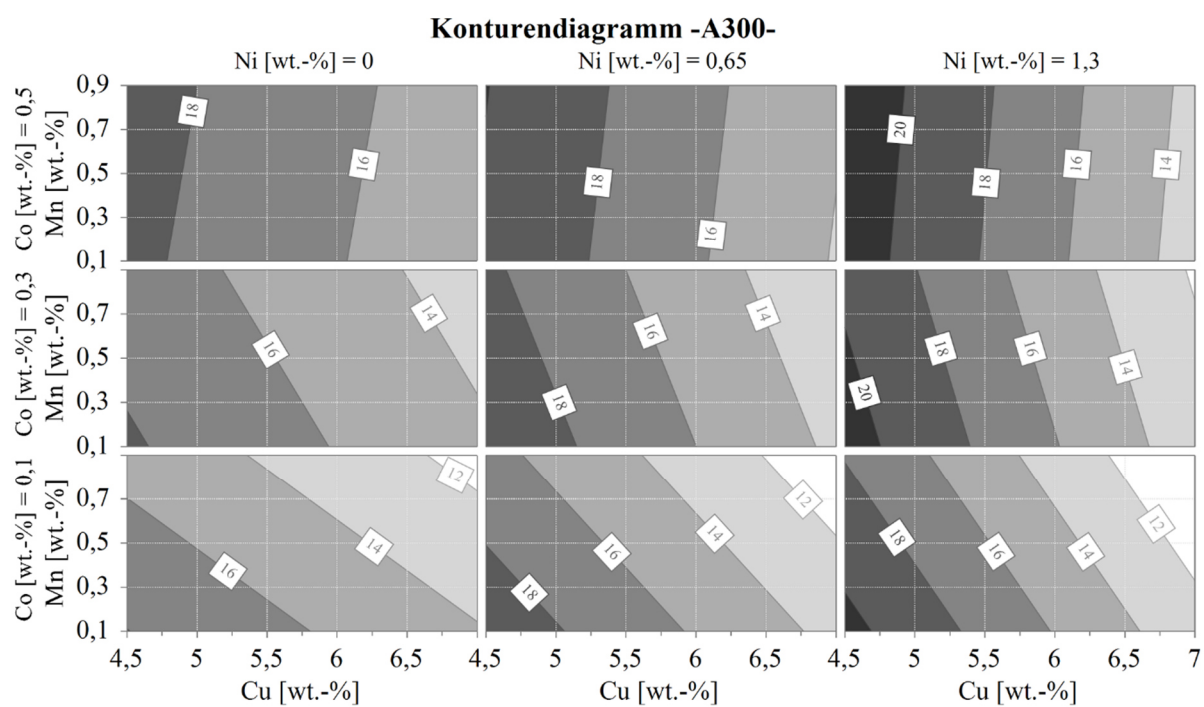
Anhang-Abbildung 17 Konturendiagramm der Bruchdehnung bei 200 °C



Anhang-Abbildung 18 Konturendiagramm der Bruchdehnung bei 250 °C



Anhang-Abbildung 19 Konturendiagramm der Bruchdehnung bei 300 °C



Anhang-Abbildung 20 Korngröße aus Sternkokille und Stabkokille über GRF